

## **General Disclaimer**

### **One or more of the Following Statements may affect this Document**

- This document has been reproduced from the best copy furnished by the organizational source. It is being released in the interest of making available as much information as possible.
- This document may contain data, which exceeds the sheet parameters. It was furnished in this condition by the organizational source and is the best copy available.
- This document may contain tone-on-tone or color graphs, charts and/or pictures, which have been reproduced in black and white.
- This document is paginated as submitted by the original source.
- Portions of this document are not fully legible due to the historical nature of some of the material. However, it is the best reproduction available from the original submission.

**Technisch-wissenschaftliche Berichte  
der Staatlichen Materialprüfungsanstalt an der  
Universität Stuttgart**

---

Techn.-wiss. Ber. MPA Stuttgart (1982)

Heft 82-02

---

Dr.-Ing. Karl Maile

**Einfluß des Verformungsverhaltens,  
der Oxydation und der Temperatur  
auf das Langzeitdehnungswechsel-  
verhalten der warmfesten Stähle**

**Herausgeber**

**Staatliche Materialprüfungsanstalt Stuttgart**

Direktor: Professor Dr.-Ing. Karl Kußmaul

ISSN 0721-4529



Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Stuttgart. Die Untersuchungen wurden mit der finanziellen Unterstützung der Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen durchgeführt. Dem Direktor der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Herrn Professor Dr.-Ing.K.Kußmaul, der diese Untersuchungen großzügig gefördert und mich stets unterstützt hat, möchte ich besonders herzlich danken.

Ebenso danken möchte ich Herrn Professor Dr.-Ing.Krägeloh für seine wertvollen Aussprachen und Herrn Professor Dr.-Ing. J.Wachter für die Übernahme des Mitberichtes.

Den Mitgliedern des Arbeitskreises "Thermische Werkstoffermüdung" und dessen Obmann, Herrn Obering. K.H.Mayer, möchte ich sowohl für die Unterstützungen während der Aussprachen als auch für die sachlichen Hilfen danken. Ganz besonders in den Dank einzuschließen sind alle Kolleginnen und Kollegen der MPA, die mich bei der Anfertigung dieser Arbeit unterstützt haben.

Stuttgart, Im Juli 1982

K.Maile

Inhaltsverzeichnis

Zusammenstellung der wichtigsten Zeichen		Seite
1.	Einleitung	1
2.	Aufgabenstellung	2
3.	Versuchswerkstoffe und Untersuchungs- verfahren	3
3.1.	Versuchswerkstoffe	3
3.2.	Erläuterung der Untersuchungsmethoden und der zugehörigen Versuchseinrichtungen	4
3.2.1.	Dehnungswechselversuche in Luft	4
3.2.2.	Dehnungswechselversuche in Argon	5
3.2.3.	Zeitstandversuche in Argon	6
4.	Einfluß der Temperatur auf das Kriech- ermüdungsverhalten	6
5.	Einfluß der Haltezeit auf Zug- bzw. Druckseite	11
6.	Einfluß des Umgebungsmediums (Oxidation)	16
6.1.	Literaturübersicht	16
6.2.	Oberflächeneffekte bei Schutzgasversuchen	21
6.3.	Ergebnisse der Zeitstandversuche	24
6.4.	Ergebnisse der Dehnungswechselversuche	25
6.5.	Diskussion der Ergebnisse	30
6.5.1.	Zeitstandversuche	30
6.5.2.	Dehnungswechselversuche	31
7.	Einfluß der Vorbehandlung	33
7.1.	Literaturübersicht	33
7.2.	V Versuchsergebnisse	38
7.2.1.	Dehnungswechselvorbeanspruchung mit nach- folgendem Zeitstandversuch	38
7.2.2.	Auslagerung (Glühung) mit nachfolgender Dehnungswechsel- bzw. Zeitstandbeanspruchung	39
7.2.3.	Vorverformung mit nachfolgender Dehnungs- wechsel- bzw. Zeitstandbeanspruchung	43
7.2.4.	Oberflächenveränderung mit nachfolgender Dehnungswechselbeanspruchung	45
7.2.5.	Einfluß einer Wärmebehandlung	46
7.2.6.	Diskussion der Ergebnisse	48

8.	Untersuchungen von Schweißverbindungen	51
8.1.	Literaturübersicht	51
8.2.	Versuchsergebnisse	51
8.3.	Diskussion der Ergebnisse	56
9.	Einfluß der mehrstufigen Beanspruchung	57
10.	Metallografische Untersuchungen	60
10.1.	Untersuchungen der Rißcharaktere	60
10.2.	Nachweis von Kriechschädigung durch Dehnungswechselbeanspruchung	63
10.3.	Einfluß geschädigter Korngrenzen auf die Riß- entstehung bei statischer Belastung	65
10.4.	Untersuchung des Ausscheidungszustandes	67
10.5.	Härteprüfung	71
11.	Einfluß der Kriechermüdung auf die Zähig- keit im Sinne einer Dehnungsalterung	72
12.	Zusammenhang zwischen plastischer Ver- formung und Anrißverhalten	75
13.	Modellvorstellungen zur Rißentstehung - Schadensmechanismen	80
14.	Extrapolationsmethoden - Schadensakku- mulationsmethoden	94
15.	Zusammenfassung	99
16.	Schrifttum	105
17.	Tafeln und Bilder	119

## IV

## Zusammenstellung der wichtigsten Zeichen

$\alpha_K$		Formzahl
$\Delta \epsilon_{ar}$	%	Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude durch Haltezeitrelaxation
$\Delta \sigma_{RZ}$	N/mm <sup>2</sup>	Spannungsrelaxation während der Zughaltezeit
$\Delta \sigma_{RD}$	N/mm <sup>2</sup>	Spannungsrelaxation während der Druckhaltezeit
$\Delta L$	mm	Probenverlängerung
$\epsilon$	%	Dehnung ( $\Delta L/L_0 \cdot 100$ )
$\epsilon_{ae}$	%	elastischer Anteil der Dehnungsamplitude
$\epsilon_{ar}$	%	plastischer Anteil der Dehnungsamplitude
$\epsilon_{at}$	%	Dehnungsamplitude
$\epsilon_{bl}$	%	bleibende Dehnung (Zeitstandversuch)
$\dot{\epsilon}$	%/min	Dehngeschwindigkeit
$\epsilon_m$	%	Mitteldehnung
$\sigma$	N/mm <sup>2</sup>	Spannung
$\sigma_a$	N/mm <sup>2</sup>	Spannungsausschlag
$\sigma_{RZ}$	N/mm <sup>2</sup>	Restspannung am Ende der Zughaltezeit
$\sigma_{RD}$	N/mm <sup>2</sup>	Restspannung am Ende der Druckhaltezeit
$\sigma_{\ddot{a}q}$	N/mm <sup>2</sup>	äquivalente Spannung
$\sigma_{BK}$	N/mm <sup>2</sup>	Kerbzugfestigkeit
$A_5$	%	Bruchdehnung ( $L_0 = 5 d_0$ )
$A_{5v}$	%	Bruchdehnung des vorbeanspruchten Werkstoffes
$A_{50v}$	%	Bruchdehnung des Ausgangszustandes
$A_v$	J	Kerbschlagarbeit
$E$	N/mm <sup>2</sup>	Elastizitätsmodul
$F$	N	Kraft

$f$	1/min	Frequenz
$G_{sch}$		Grundbeanspruchung
$n$		Wechselzahl
$n_{\epsilon g}, n_{\epsilon s}$		Wechselzahl bei Grundbeanspruchung bzw. Spitzenbeanspruchung
$N_A, NA$		Anrißlastspielzahl
$N_B$		Bruchlastspielzahl
$NA_{OHZ}$		Anrißlastspielzahl beim Versuch ohne Haltezeit
$NA_{mHZ}$		Anrißlastspielzahl beim Versuch mit Haltezeit
$N_A \epsilon g$		Anrißlastspielzahl bei reiner Grundbeanspruchung
$N_A \epsilon s$		Anrißlastspielzahl bei reiner Spitzenbeanspruchung
$R_e, R_{p0,2}$	N/mm <sup>2</sup>	Streckgrenze bzw. 0,2%-Ersatzstreckgrenze
$R_{pv}$	N/mm <sup>2</sup>	Ersatzstreckgrenze des vorbeanspruchten Werkstoffes
$R_{pov}$	N/mm <sup>2</sup>	Ersatzstreckgrenze des Ausgangszustandes
$R_m$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit
$R_{mv}$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit des vorbeanspruchten Werkstoffes
$R_{mov}$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit des Ausgangszustandes
$t$	min, h	Zeit
$t_c$	min	Zykluszeit
$t_{HZ}, THZ$	min	Zughaltezeit
$t_{HD}, THD$	min	Druckhaltezeit
$t_A, TA$	h	Zeit bis zum Anriß
$t_B, TB$	h	Bruchzeit
$T$	°C	Temperatur
$Z$	%	Brucheinschnürung
$Z_v$	%	Brucheinschnürung des vorbeanspruchten Werkstoffes
$Z_{ov}$	%	Brucheinschnürung des Ausgangszustandes

## 1. Einleitung

Aufgrund der kritischer werdenden Energiesituation der letzten Jahre und durch den zunehmenden Einsatz von Kernkraftwerken haben sich die Betriebsbeanspruchungen der Bauteile von mit fossilen Brennstoffen betriebenen Kraftwerke verschärft, gleichzeitig sind die Ansprüche an Lebensdauer und Betriebssicherheit gestiegen. Die Zunahme der Zahl der instationären Betriebsvorgänge hat sich in den vergangenen Zeiträumen deutlich erhöht, und damit auch die Häufigkeit der instationären Beanspruchungen, was einer zunehmenden Zahl von Dehnungswechselbeanspruchungen an kritischen Teilen, wie z.B. Dampfkesseln, Rohrleitungen, Turbinenwellen und -gehäusen, Einlaßventilen usw. entspricht /1/.

Die Kriech- und Ermüdungsbeanspruchungen sind neben den möglichen korrosiven Beanspruchungen die wesentlichen Einflußfaktoren, die die Lebensdauer von Bauteilen thermischer Kraftwerke deutlich begrenzen können /2/. Da bei der Auslegung von Kraftwerkskomponenten, die derartigen Beanspruchungen ausgesetzt sind, der Konstrukteur auf das experimentell ermittelte Werkstoffverhalten angewiesen ist, sollten für die verschärften Beanspruchungssituationen bessere Kenntnisse über das Zusammenwirken von Kriechen und Ermüdung auch im Sinne einer Lebensdauervorhersage der betroffenen Werkstoffe vor allem im Kriechbereich  $> 10000$  Lastwechsel vorhanden sein.

Zwar liegen bereits umfangreiche Ergebnisse zahlreicher Untersuchungen vor /3/; die überwiegende Zahl der Untersuchungen beschränkt sich jedoch auf unrealistische Belastungszyklen mit zu hoher Belastung und damit relativ wenig Lastspielen bis zum Anriß bzw. Bruch. Typische Spannungs- bzw. Dehnungsverläufe während eines thermischen Beanspruchungszyklus an einer Turbinenwelle (1. HD-Stufe) sind Bild 1.1 zu entnehmen /4/. Demnach liegen die in der Praxis auftretenden Dehnungsschwingbreiten bei max. 0,2 % bis 0,3 %, wobei ausgesprochene Spitzenlastbeanspruchungen auch Dehnungsschwingbreiten von bis zu 0,6 % erzeugen können. Versuche mit größeren Dehnungsschwingbreiten<sup>+)</sup>  weisen aufgrund der größeren plastischen Verformungen evtl. andere Schädigungsmechanismen auf und lassen dann die Betriebsbeanspruchungen nicht sicher beurteilen. Daher können aufgrund dieser Unterlagen praxisbezogene Fragestellungen, wie

<sup>+)</sup> z.B. 0,5 % und größer

die nach Wechselwirkung von Kriechen und Ermüden (creep-fatigue-interaction), Schadensmechanismen und Schadensakkumulation, Einfluß von Temperatur, Haltezeit und Vorbehandlung im Hinblick auf Langzeitverhalten und Extrapolationsmethoden nicht zufriedenstellend beantwortet werden.

Es wurde daher als Ziel dieser Arbeit angesehen, einen weiteren Beitrag zum besseren Verständnis der angeschnittenen Fragen und deren Lösung zu geben.

## 2. Aufgabenstellung

In der MPA Stuttgart werden seit rd. 20 Jahren Untersuchungen auf dem Gebiet der Zeitfestigkeit durchgeführt /5/. An diese vorhergehenden Arbeiten soll sich die vorliegende Ausarbeitung anschließen.

Die Problemstellungen, die bearbeitet wurden, sind in Tafel 2.1 schematisch mit den angewandten Lösungswegen bzw. Untersuchungsmethoden dargestellt.

Ziel der Untersuchungen war es, den Einfluß der aufgeführten Einzelparameter auf das Kriechermüdungsverhalten zu erfassen und im Hinblick auf die nachfolgend aufgeführten Fragestellungen auszuwerten.

- Wechselwirkung zwischen Kriechen und Ermüden (creep-fatigue-interaction)
- Schadensmechanismen und Schadensakkumulation
- Überprüfung von Extrapolationsmethoden
- Einfluß von Vorschädigungen
- Erfassung und Abschätzung von Werkstoffschädigung durch Kriechermüdung
- Abschätzung des Kriechermüdungsverhaltens von Schweißungen

Wie in Tafel 2.2 schematisch dargestellt, wird das Kriechermüdungsverhalten eines Werkstoffes von vielen sich gegenseitig beeinflussenden Faktoren bestimmt. Eine gesonderte Betrachtung einer einzelnen Problemstellung ohne die Berücksichtigung anderer Parameter ist daher generell nicht möglich.

### 3. Versuchswerkstoffe und Untersuchungsverfahren

#### 3.1. Versuchswerkstoffe

Als Untersuchungswerkstoff dienten der legierte Stahlguß GS- 17 CrMoV 5 11, der Schmiedestahl 28 CrMoNiV 4 9 und das Kesselblech 13 CrMo 4 4. Weiterhin wurden die Schweißverbindungen GS-17 CrMoV 5 11/GS-17 CrMoV 5 11 , Elektrode Hera CrMoV 3 sowie X 20 CrMoV 12 1/GS-17 CrMoV 5 11, Elektrode OEN 125, untersucht. Entsprechende Gefügebildungen der obengenannten Werkstoffe sind in den Bildern 3.1 bis 3.8 wiedergegeben. Chemische Zusammensetzung, Wärmebehandlungen und mechanisch-technologische Eigenschaften sind den Tafeln 3.1 und 3.2 zu entnehmen.

Die Probenformen gehen aus Bild 3.9 bis 3.12 hervor. Die Proben aus dem Werkstoff 13 CrMo 4 4 wurden dem Blech in Walzrichtung entnommen. Bei Entnahme der Proben aus dem Stahlguß GS-17 CrMoV 5 11 wurde auf Fehlerfreiheit (Lunker, Poren) geachtet. Beim geschmiedeten Werkstoff 28 CrMoNiV 4 9 wurden die Proben in Längsrichtung im Abstand von 175 mm von der Symmetrieachse, Bild 3.13, aus einem 1000 mm langen Mittelabschnitt der Welle entnommen, dessen eines Ende ca. 3000 mm vom Fuß und dessen anderes Ende ca. 1000 mm vom Kopf entfernt war. Bei der Wärmebehandlung der Welle wurde ein oberbainitisches Gefüge angestrebt.

Die Probenentnahmen aus den Schweißverbindungen GS-17 CrMoV 5 11/GS-17 CrMoV 5 11 mit Elektrode Hera CrMo 3 bzw. GS-17 CrMoV 5 11/X 20 CrMoV 12 1 mit Elektrode OEN 125 gehen aus den Bildern 3.14 und 3.15 hervor. Die entsprechenden Wärmebehandlungen nach dem Schweißen gehen aus Tafel 3.2 hervor.

Der Stahlguß GS-17 CrMoV 5 11 (Nr. 417 B) wurde 71052 h bei 530°C ausgelagert.



### 3.2. Erläuterung der Untersuchungsmethoden und der zugehörigen Versuchseinrichtungen

#### 3.2.1. Dehnungswechselversuche in Luft

Die Dehnungswechselversuche erfolgten auf einer elektrohydraulischen Prüfmaschine (Maximallast 400 kN) mit elektronischer Regelung, Bild 3.16. Beanspruchungsgrenzen, Beanspruchungsgeschwindigkeiten und Haltezeiten können mit Hilfe eines Sollwertgebers variiert werden. Die Wegregelung geschieht über einen Sollwert-Istwertvergleich durch einen PID-Regler, der ein Servoventil anspricht. Der Istwert wird über ein mit Dehnmeßstreifen bestücktes Meßgestänge abgegriffen, Bild 3.17. Die Kraft wird über eine DMS-Kraftmeßdose im Kraftfluß der Probe ermittelt. Auf der zylindrischen Länge der Probe befinden sich drei Ni-Cr/Ni-Thermoelemente, die die Temperatur auf der Probenoberfläche messen und wovon zwei über einen Regler zwei voneinander unabhängige Heizfelder eines elektrischen Widerstandsofens ansteuern. Damit kann eine Temperaturverteilung von  $\pm 3^{\circ}\text{C}$  innerhalb der Probenlänge erreicht werden.

Es wurden die in Bild 3.18 schematisch dargestellten Zyklusformen angewandt. Die Dehngeschwindigkeit war  $\dot{\epsilon} = 6 \text{ \%}/\text{min}$  und die Mitteldehnung  $\epsilon_m = 0$ .

Die Aufheizzeit betrug rd. 3h, danach hatte sich eine stationäre Temperaturverteilung innerhalb der Einspannköpfe eingestellt. Vor Versuchsbeginn wurde der Wegaufnehmer mittels Fühlerlehren geeicht. Die verwendeten Begriffe und Kenngrößen beim Dehnungswechselversuch sind in Bild 3.19 am Beispiel eines Versuchs mit Zug- und Druckhaltezeit schematisch dargestellt.

Die Auswertung der Dehnungswechselversuche erfolgte in Anlehnung an frühere Arbeiten [5 bis 10]. Hierbei wird die Lastspielzahl bei Anriß der Probe durch den Abfall des Zugspannungsausschlages nach längerer Sättigungsperiode im Spannungs- Lastspielzahl-Diagramm bestimmt.

Die Darstellung von Dehnungswechselversuchen erfolgt in Form von Anrißkennlinien. Die Lastspielzahl bis zum Anriß wird

Über der zugehörigen Dehnungsschwingbreite  $2 \epsilon_{at}$  im doppellogarithmischen Maßstab aufgetragen. Der Verlauf der Anrißkennlinien bzw. der Zeitstandlinien wird mit einem Rechenprogramm bestimmt. Die dabei zugrundegelegte Approximationsfunktion lautet:

$$2 y = A e^{Bx} \cdot C^x$$

Der Kurvenverlauf wird anhand von 3 Stützpunkten (maximal, minimal und Mittelwert) festgelegt, wobei eine Eingriffsmöglichkeit durch Stützpunktvorgabe gegeben ist. Letzteres wurde vor allem bei größeren Streuungen der Meßwerte angewandt, um einen sinnvollen Verlauf zu erhalten. Bei freier Stützpunktwahl wurde zusätzlich darauf geachtet, daß die Summe der Fehlerquadrate minimiert wurde. Eine Zusammenstellung der Koeffizienten ist in Tafel 3.3 wiedergegeben. Zur Beobachtung des Werkstoffverhaltens dient die Auftragung des Spannungsausschlages  $\sigma_a = 2 \sigma_{amax} / 2$  (vgl. Bild 3.19) über der bezogenen Wechselzahl  $n/N_A$ . Je nach Ab- oder Zunahme des Formänderungswiderstandes spricht man von einem zyklisch entfestigenden bzw. verfestigenden Verhalten, Kurve b und a, Bild 3.20. Neutrales Verhalten, Kurve c, ist selten, dagegen ist ein gemischtes Verhalten häufiger zu beobachten. Wie ausgeprägt dieses Werkstoffverhalten auftritt, ist von der aufgebrachten Dehnungsschwingbreite abhängig.

Als zyklische Fließkurve wird die Auftragung von  $\sigma_a = 2 \sigma_{amax} / 2$  bei  $n/N_A = 0,5$  über der Dehnungsschwingbreite  $\epsilon_{at}$  als Analogie zur statischen Fließkurve bezeichnet. Aus dieser Darstellung ist ebenfalls das Werkstoffverhalten "Verfestiger" bzw. "Entfestiger" als Über- bzw. Unterschneidung der statischen Fließkurve zu erkennen. Hierbei ist jedoch zu beachten, daß sich bei anderen  $n/N_A$ -Werten eine andere Relation ergeben kann.

### 3.2.2. Dehnungswechselversuche in Argon

Für die Durchführung von Dehnungswechselversuchen in Argon wurden die gleichen Prüfmaschinen bzw. Meßeinrichtungen verwendet, wie in 3.2.1. beschrieben. Der einzige Unterschied besteht darin, daß sich die Probe mit Meßaufnehmer in einem für diesen Zweck entwickelten Rezipienten befindet. Der schematische Aufbau dieser Rezipienten ist in Bild 3.21 dargestellt. Die Wärmedehnungen bzw. die Dehnungen der Proben wurden mittels eines Metallbalges kompensiert. Die dabei auftretenden Kräfte auf die Probe waren vernachlässigbar klein. Die Federsteifigkeit des Metallbalges des Dehnungswechselprüfrezipienten betrug nach Herstellerangabe 12,5 N/mm. Die Dichtheit der Anlagen wurde durch Druckprobe bei

1,0 bar mittels Lecksuchspray bzw. elektronischem Lecksuchgerät sowie Vakuumbeaufschlagung überprüft. Der maximale Druck im Rezipienten betrug 0,2 bar bei einer Argondurchflußmenge von rd. 6 l/h. Vor Versuchsbeginn wurde mehrmals auf rd.  $10^{-5}$  mbar evakuiert und mit Argon gespült, um maximale Reinheit in der Anlage zu erzielen. Nach Einstellen eines konstanten Durchflusses wurde der Widerstandsofen, der das Schutzrohr umhüllt, eingeschaltet. Die Temperaturregelung erfolgte durch zwei Mantelthermoelemente. Die Biegefedern des Dehnungsaufnehmers wurden vor und nach dem Versuch mittels Fühlerlehren geeicht. Eine zusätzliche Überprüfung der Wegeichung wurde anhand des E-Moduls bei  $n = 0,25 N_A$  vorgenommen. Die Reinheit des Gases wurde durch stichprobenhafte gaschromatografische Analysen überprüft. Bis auf einen Versuch konnte hierbei keine Änderung der Zusammensetzung festgestellt werden. Der Temperaturverlauf auf der Probe entsprach dem von Proben in Luft, vgl. Kapitel 3.2.1.

### 3.2.3. Zeitstandversuche in Argon

Analog zum Dehnungswechselversuch in Argon wurde ebenfalls ein Rezipient entwickelt, der die Probe umschloß, Schemaskizze Bild 3.22. Die Temperatur auf der Probe wurde durch zwei Thermoelemente ermittelt. Alle Versuche - mit Ausnahme der bereits vorliegenden Referenzversuche in Luft - wurden auf einer Einzelprüfmaschine mit 50 kN Maximalprüfkraft durchgeführt. Die Federsteifigkeit des verwendeten Metallbalges betrug 2,3 N/mm. Die Durchflußmenge Argon und der Prüfdruck wurden entsprechend den Werten bei Dehnungswechselversuchen eingestellt.

## 4. Einfluß der Temperatur auf das Kriechermüdungsverhalten

Der Einfluß der Temperatur auf das Zeitfestigkeitsverhalten wurde in zahlreichen Veröffentlichungen beschrieben, u.a. in /5, 7, 8, 10 bis 41/.

Es handelt sich jedoch hierbei größtenteils um reine Ermüdungsversuche ohne Haltezeit, wobei wiederum ferritische warmfeste Stähle, wie sie in der vorliegenden Arbeit untersucht werden, wenig Berücksichtigung finden. Im allgemeinen nimmt mit zunehmender Temperatur die Anrißlastspielzahl ab, vorausgesetzt, der Werkstoff weist im untersuchten Temperaturbereich kein Zähigkeitsminimum auf. Diese Blausprödigkeit führt bei hohen Dehnungsschwingbreiten zu einem Anstieg der Anrißlastspielzahl, /10/. In der Literatur

wurden für das Absinken der ertragbaren Anrißlastspielzahl bei Versuchen ohne Haltezeit verschiedene Gründe genannt. Nach /10/ könnte der Oxidationseinfluß eine wesentliche Rolle spielen, da die Abnahme der ertragbaren Lastspielzahl mit steigender Zunderbeständigkeit geringer ist, Bild 4.1. Diese Meinung wird ebenfalls in /22/ vertreten. Bei niedrigen Dehngeschwindigkeiten wird ein zunehmender Kriecheinfluß verantwortlich gemacht /12/.

Die Ergebnisse der durchgeführten Versuche mit Haltezeiten (1, 5, 10, 20 min auf Zug- und Druckseite) bei den Temperaturen 350 und 450°C sind in Tafel 4.1 zusammengestellt. Der untersuchte Werkstoff 28 CrMoNiV 49 wies bei allen Versuchen zyklisch entfestigendes Verhalten auf, vgl. Bild 4.2 bis 4.9. Die Darstellung der Lastspiele bis zum Anriß in Abhängigkeit von der aufgetragenen Dehnungsschwingbreite  $2 \epsilon_{at}$  ist in Bild 4.10 und Bild 4.11 wiedergegeben.

Es ergibt sich eine Differenzierung sowohl hinsichtlich der Haltezeit als auch der Versuchstemperatur. Diese Zusammenhänge sind in Bild 4.12 besser erkennbar. Hier ist die temperaturabhängige Anrißlastspielzahl  $N_A$  in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur sowohl für Versuche ohne als auch mit unterschiedlichen Haltezeiten aufgetragen. Die Dehnungsschwingbreite hat Parameterfunktion. Es wird deutlich, daß schon bei der Temperatur von 450°C sich die Haltezeit negativ auf das Anrißverhalten auswirkt und zwar umso stärker, je größer die Haltezeit und die aufgetragene Dehnung ist. Dies geht auch aus der Darstellung in Bild 4.13 hervor, in der die Anrißlastspielzahl in Abhängigkeit von der Zykluszeit aufgetragen ist. Es ergeben sich in doppeltlogarithmischer Darstellung mit der Gesamtdehnungsschwingbreite als Parameter etwa Geraden unterschiedlicher Neigung. Aus diesem Bild lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

- bei 350°C ist der Haltezeiteinfluß vernachlässigbar
- der Einfluß der Haltezeit bei 450°C und 530°C ist wenig unterschiedlich
- bei kleinen Dehnungsschwingbreiten (< 0,5 %) ist der Haltezeiteinfluß im Vergleich zu großen Schwingbreiten (> 0,7 %) größer

Es stellt sich die Frage, welcher Art die Ursache für die Verminderung der Anrißlastspielzahl bei Temperaturen größer  $350^{\circ}\text{C}$  infolge Haltezeit ist. Folgende Möglichkeiten sind hierzu in Betracht zu ziehen:

- 1) Abnahme des Formänderungswiderstandes bei höheren Temperaturen, was bei konstanter Gesamtdehnung eine Vergrößerung der plastischen Dehnung mit sich bringt.
- 2) Relaxieren während der Haltezeit, was wiederum eine Vergrößerung der plastischen Dehnung bedeutet.
- 3) Schädigung durch zeitabhängige Oxidation im Sinne einer Abnahme der Oberflächenqualität.

In Bild 4.14 ist die Spannungsamplitude bzw. die plastische Dehnungsschwingbreite  $2 \epsilon_{ar}^{1)}$  (ermittelt bei  $n/N_A = 0,5$ ), die sich bei einer aufgebrachten Gesamtdehnungsschwingbreite von  $2 \epsilon_{at} = 0,6$ ,  $0,8$  bzw.  $1,0$  % ergibt, über den zugehörigen Temperaturen aufgetragen. Man kann erkennen, daß bei Versuchen mit Haltezeit mit zunehmender Prüftemperatur der Spannungsausschlag, d.h. der Formänderungswiderstand nur etwas mehr abnimmt, die plastische Dehnungsschwingbreite dagegen wesentlich stärker als bei Versuchen ohne Haltezeit zunimmt. Offensichtlich ist die Vergrößerung der plastischen Dehnungsschwingbreite durch die Relaxation während der Haltephase die Hauptursache für das schnellere Versagen. Die Abnahme des Formänderungswiderstandes trägt hierzu vermutlich nur gering bei. In den Bildern 4.15 bis 4.17 wurde versucht darzustellen, welche Abhängigkeiten zwischen plastischer Dehnungsschwingbreite und Gesamtdehnungsschwingbreite (Bild 4.15), plastischer Dehnungsschwingbreite und der Relaxationsspannung (Bild 4.16), sowie Spannungsausschlag und Relaxationsspannung (Bild 4.17) bestehen. Zwischen plastischer Dehnungsschwingbreite, die bei  $n/N_A = 0,5$  ermittelt wurde, und der Gesamtdehnungsschwingbreite ergibt sich nach Bild 4.15 eine parabolische Abhängigkeit, wobei die Temperatur als Parameter im dargestellten Untersuchungsbereich von  $350$ ,  $450$  und  $530^{\circ}\text{C}$  nicht differenziert. Zwischen Versuchen mit und ohne Haltezeit, d.h. mit und ohne eingeschobene Relaxationsphase, ergeben sich

1) die plastische Dehnungsschwingbreite  $2 \epsilon_{ar}$  wird nachfolgend im Sinne des plastischen Anteils der Gesamtdehnungsschwingbreite  $2 \epsilon_{at}$  bei der Spannung Null definiert, vgl. Bild 3.19.

Unterschiede, und zwar liegt die Mittelwertskurve für Versuche ohne Haltezeit unterhalb der entsprechenden für Versuche mit Haltezeit.

Die Abhängigkeit der plastischen Schwingbreite von der Relaxationsspannung wird in Bild 4.16 gezeigt. Hier ergibt sich eine Differenzierung zwischen der Versuchstemperatur bei 450°C bzw. 530°C.

Für die Versuche bei 350°C liegen zu wenig Versuchspunkte vor, um statistisch zuverlässige Aussagen zu treffen. Erwartungsgemäß ist auch eine Differenzierung zwischen den einzelnen Haltezeiten zu erkennen. Die bei 530°C größere Kriechneigung zeigt sich in der größeren Öffnung des parabelförmigen Verlaufs des Streubandes.

In Bild 4.17 ist die Relaxationsspannung in Abhängigkeit vom Spannungsausschlag dargestellt, wobei zu beachten ist, daß beide Größen bei  $n/N_A = 0,5$  ermittelt wurden. Für die unterschiedlichen Versuchstemperaturen ergeben sich Streubänder, wobei Versuchstemperatur und Haltezeit als Parameter differenzieren. Aus Bild 4.16 und 4.17 geht hervor, daß die Relaxation während der Haltezeit die plastische Dehnungsschwingbreite vergrößert und zu einer Absenkung der Lastspielzahl bis zum Anriß beiträgt. In Bild 4.18 ist daher in Anlehnung an ein nach /45, 46/ vorgeschlagenes Verfahren eine aus dem Zeitstandversuch über die Beziehung:

$$\epsilon_{at} = \frac{R_{mt}(T)}{E(T)}$$

ermittelte "Anrißkennlinie" im  $\epsilon_{at} - t_a$  - Diagramm aufgetragen. Während die Anrißkennlinie bei 530°C Versuchstemperatur in die nach /10/ mit  $\sigma_{azykl} / \sigma_{astat}$  modifizierte, umgerechnete Zeitstandlinie einmündet, ist dieses Verhalten bei 450°C nicht mehr zu beobachten. Aus diesem deutlichen Unterschneiden der umgerechneten Zeitstandlinie kann man schließen, daß im untersuchten Bereich Ermüdung als maßgebender Schädigungsfaktor vorliegt. Offensichtlich ist bei 450°C die Korngrenzenfestigkeit bzw. der Widerstand gegen Korngrenzengleiten noch ausreichend groß, so daß die Wechselverformung größtenteils über die Kornmatrix erfolgt bzw. keine wesentliche Schädigung der Korngrenzen durch Kriechen erfolgt. Dies deckt sich mit den metallografischen Befunden der Anrisse, die - soweit dies infolge Oxidbelegung erkennbar - transkristallin verliefen und vom geradlinigen Verlauf dem Erscheinungsbild von Anrissen, die ohne Haltezeit erzeugt wurden, entsprechen.



In Bild 4.19 ist eine gemeinsame Auftragung von Dehnungswechselversuchsergebnissen und Zeitstandergebnissen (umgerechnet mit dem E-Modul) mit der Beanspruchungszeit bis zum Anriß bzw. Bruch als Parameter wiedergegeben. Daraus ist erkennbar, daß bei hohen Dehnungsamplituden die Wechselfestigkeit über der Kriechfestigkeit liegt. Mit kleiner werdenden Dehnungsamplituden, d.h. mit längeren Zeiten bis zum Versagen ist zunehmend - insbesondere im Bereich tieferer Temperaturen - gegen Ermüdung auszulegen. Bei höheren Temperaturen ( $> 550^{\circ}\text{C}$  bei  $10^4$  h) wird jedoch wieder die Kriechfestigkeit zum lebensdauerbestimmenden Element.

Die hier vorgestellten Versuchsergebnisse stehen in Übereinstimmung mit Ergebnissen aus der Literatur, Bild 4.20. Nach Untersuchungen von /17/ an einem 1/2 % Mo-Stahl ergibt sich bereits bei  $350^{\circ}\text{C}$  eine Absenkung der ertragbaren Lastspiele bis zum Anriß durch Haltezeit. Ein ähnliches Ergebnis wurde durch /24/ an einem 21 CrMoV 5 11 bei einer Versuchstemperatur von  $450^{\circ}\text{C}$  festgestellt. Zusammenfassend kann man sagen, daß auch bei Temperaturen, in denen Kriecheffekte nur noch bedingt auftreten, durch Einfügen von Haltezeiten eine Verschlechterung des Anrißlastspielzahlverhaltens im Vergleich zu reinen Ermüdungsversuchen bewirkt wird. Diese Verminderung der Anrißlastspielzahl ist vermutlich hauptsächlich auf die Vergrößerung der plastischen Dehnungsschwingbreite infolge Relaxation während der Haltephase zurückzuführen. Zwischen Relaxation und plastischer Dehnungsschwingbreite besteht ein Zusammenhang der temperatur- und haltezeitabhängig ist. Der Einfluß der Oxidation wird in Kapitel 6 behandelt.

Die metallografische Untersuchung der Rißverläufe bei  $450^{\circ}\text{C}$  ergab die in Bild 4.21 dargestellten Befunde. Im Vergleich zu Versuchen bei höheren Temperaturen weisen die senkrecht zur Stabachse liegenden Risse einen relativ glatten Verlauf auf. Obwohl die Beurteilung durch die Belegung der Rißverläufe mit Oxid erschwert ist, kann vermutet werden, daß eine transkristalline Ausbreitung vorliegt. Genauere Aufschlüsse über den Rißcharakter bei diesen Temperaturen werden die Schutzgasversuche bringen, vgl. Kapitel 6.

Die Verzunderung der Proben bei  $350^{\circ}\text{C}$  und  $450^{\circ}\text{C}$  unterschied sich deutlich von der bei  $530^{\circ}\text{C}$ . Im Gegensatz zur letztgenannten Temperatur wurden keine aufplatzenden bzw. abblätternden Oxidschichten im Rahmen der vorliegenden Versuchszeiten beobachtet.

### 5. Einfluß der Haltezeit auf Zug- bzw. Druckseite

Der Einfluß der Haltezeit auf der Zug- und Druckseite auf das Kriechermüdungsverhalten wurde bereits von /10/ ausführlich untersucht. Grundsätzlich wurde hier in Übereinstimmung mit Literaturangaben festgestellt, daß die Lastspielzahlen bis zum Anriß mit zunehmender Haltezeit abnehmen. Die Abhängigkeit der Anrißlastspielzahl von der Zykluszeit und damit der Haltezeit läßt sich im doppellogarithmischen Maßstab als Gerade darstellen. Mit dieser Auftragung, die bereits von mehreren Autoren angewandt wurde, ist eine begrenzte Extrapolation auf längere Haltezeiten möglich. Mit zunehmender (plastischer) Dehnungsschwingbreite wird der Einfluß der Haltezeit geringer.

Bei Versuchen mit Haltezeiten treten im Vergleich zum reinen Ermüdungsversuch zusätzliche Schädigungsmechanismen auf, die sowohl die Anrißbildung als auch das Rißwachstum je nach aufgebrachtener Dehnungsschwingbreite beeinflussen. Neben der reinen Wechsellastverformung der Kornmatrix tritt Korngrenzengleiten während der Haltephase auf. Es stellt sich in diesem Zusammenhang die Frage, ob diese Kriechschädigung bei Zug- und Druckhaltezeit einander gleichzusetzen ist bzw. in welchem Maße eine ausschließliche Zug- bzw. Druckhaltezeit das Kriechermüdungsverhalten im Vergleich zu symmetrischen Versuchen beeinflusst.

Literaturangaben zufolge sind diese Einflüsse werkstoffabhängig. So werden beispielsweise bei Austeniten Versuche mit ausschließlicher Zughaltezeit bevorzugt, da hier die stärkste Lebensdauerreduktion aufzutreten scheint /47, 48/.

Bei hochwarmfesten Werkstoffen, wie z.B. Nickelbasislegierungen treten bei kleinen Schwingbreiten mit sehr geringem plastischem Anteil umgekehrte Effekte auf. Hier ist zu beachten, daß bei ausschließlicher Druckhaltezeit ein Wegdriften der Hystereseschleife auftritt, so daß sich im Sättigungszustand eine positive Zugmittelspannung einstellt. Dies führt dazu, daß sich im Vergleich zum Versuch mit Zughaltezeit ein größerer Spannungsaus-schlag im Zugbereich einstellt, was ein schnelleres Rißwachstum pro Zyklus und damit ein schnelleres Versagen bewirkt. Die hierbei beobachteten Anrisse sind interkristallin /49, 50, 51/.



In /52/ wurden verschiedene Stahltypen auf den Einfluß der Schleifenform (wave shape) ausgewertet. Dabei ergaben sich die in Tafel 5.1 dargestellten Zusammenhänge. Die maximalen Versuchszeiten bei direkt vergleichbaren Versuchen (gleiche Zug- bzw. Druckhaltezeit) lagen bei rd. 350 h ( $t_{HD} = 30$  min,  $N_A \approx 700$  LW,  $2\epsilon_{at} = 2\%$ ) beim Austenit, beim niedrig legierten Cr-Mo-V-Stahl bei rd. 700 h ( $t_{HZ} = 59$  min,  $N_A \approx 700$ ,  $2\epsilon_{at} = 1\%$ ) und bei der hochfesten Nickelbasislegierung bei rd. 300 h ( $t_{HZ} = 30$  min,  $N_A = 600$ ,  $2\epsilon_{at} = 0,3\%$ ). Auch hier wurde bei einseitigen Haltezeiten eine Verschiebung der Mittelspannung<sup>1)</sup> festgestellt und zwar bewirkt Druckhaltezeit eine Zug- und Zughaltezeit eine Druckmittelspannung. Weiterhin kann der Einfluß von Zug- bzw. Druckhaltezeiten durch einen zeitabhängigen Schädigungsmechanismus erklärt werden. In diesem Fall sind Zughaltezeiten der maßgebende Faktor, der zu einem Wechsel im Versagensmechanismus und zu einer Lebensdauerverkürzung führt.

Druckhaltezeiten zeigen keinen derartigen Einfluß und können sogar die zeitabhängige Schädigung der Zughaltezeit reduzieren. Zughaltezeiten, denen keine Druckhaltezeiten nachfolgen, bewirken eine interkristalline Schädigung infolge nicht umkehrbaren Korngrenzengleitens. Diese, von der Zughaltezeit abhängige, Kriechschädigung tritt bei Austeniten auf und kann Mittelspannungseffekte überdecken. Bei CrMoV-Stählen und bei den Nickelbasislegierungen ist die zeitabhängige Schädigung von der Schleifenform unabhängig. Daher ergibt sich in diesen Fällen - infolge der sich einstellenden Zugmittelspannung - eine lebensdauerverkürzende Wirkung von Druckhaltezeiten /52/.

Ermüdungsversuche mit Druckmittelspannung an einem verfestigenden Cr-Mo-Stahl ergaben eine leichte Verbesserung des Anrißlastspielzahlverhaltens, sowohl bei RT als auch bei  $450^\circ\text{C}$  /54/.

Bei der Literaturlauswertung wurde deutlich, daß für niedriglegierte ferritische Stähle keine oder nur für den Kurzzeitbereich gültige Aussagen hinsichtlich des Einflusses von Zug- bzw. Druckhaltezeit vorliegen. Eine Auswertung hinsichtlich der Zeit bis zum Anriß und der Vergleich mit Zeitstandversuchen wurde in der Regel nicht gemacht. In der vorliegenden Arbeit wurden daher Versuche an einem zyklisch gering entfestigenden GS-17 CrMoV 5 11

1) Mittelspannung im Sinne einer Verschiebung der Schleife zu positiven bzw. negativen Spannungswerten bei gleichbleibender Spannungsschwingbreite

mit einseitigen Haltezeiten im Bereich bis 15 000 Lastwechseln (Versuchszeit rd. 5000 h) durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tafel 5.2 zusammengestellt.

Die das zyklische Verhalten kennzeichnenden Größen wie Spannungsausschlag über der bezogenen Lastwechselzahl  $n/N_A$  und Relaxationsspannung über der Haltezeit sind in Bild 5.1 und 5.2 wiedergegeben. Bild 5.3 zeigt die zyklische Fließkurve.

Bild 5.4 zeigt die übliche Anrißkennliniendarstellung. Zusätzlich ist noch eine nach Bild 5.5 /10/ interpolierte Anrißkennlinie für die Zykluszeit  $t_c = 20$  min mit  $t_{HZ} = t_{HD} = 10$  min eingezeichnet. Diese Interpolation kann als zuverlässig angesehen werden, da sich bei  $t_c = 10$  min und  $t_c = 40$  min Stützpunkte befinden.

Aus Bild 5.4 geht hervor, daß bei niedrigen Anrißlastspielzahlen alle drei Versuchsarten (einseitige Druckhaltezeit, einseitige Zughaltezeit, Zug- und Druckhaltezeit) in einem Streuband liegen, wobei Versuche mit ausschließlicher Druckhaltezeit die größten Anrißlastspielzahlen aufweisen und die Versuche mit Zughaltezeit geringfügig unter der Anrißkennlinie für  $t_{HZ} = t_{HD} = 10$  min liegen. Bei kleinen Dehnungsschwingbreiten ergibt sich eine stärkere Differenzierung, wobei die Versuche mit zwanzigminütiger Zug- und Druckhaltezeit die geringsten Anrißlastspielzahlen aufweisen. Die Anrißkennlinie der Versuche mit Druckhaltezeit liegt am günstigsten, bei langen Laufzeiten nähert sich die Kennlinie aus Versuchen mit Zughaltezeit jedoch an. In Bild 5.6 ist die Zeit bis zum Anriß, die durch Multiplikation der Lastspielzahl bis zum Anriß mit der jeweiligen Zykluszeit ermittelt wird, über der zugehörigen Dehnungsamplitude aufgetragen. Ebenfalls dargestellt ist die mit dem E-Modul umgerechnete Zeitstandlinie. Hier ist zu erkennen, daß sowohl die Kennlinie für Versuche mit  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min als auch die für  $t_{HZ} = t_{HD} = 10$  min (interpoliert) bei langen Laufzeiten durch die Kurven für unsymmetrische Haltezeiten überschritten wird. Der Vergleich mit der umgerechneten Zeitstandlinie ergibt, daß die interpolierte Kennlinie für  $t_{HZ} = t_{HD} = 10$  min in dieselbe einmündet, während die Versuchspunkte mit einseitigen Haltezeiten deutlich über den "Zeitstandkennwerten" liegen.

Metallografische Untersuchungen ergaben, daß der Rißverlauf für Versuche mit beidseitiger Haltezeit sich nicht von denen mit einseitiger Druckhaltezeit unterscheidet. In beiden Fällen ergibt sich der in Bild 5.7 beispielhaft dargestellte Verlauf. Über den Rißcharakter läßt sich nichts aussagen, da die Rißflanken stark verzundert sind. Gefügelockerungen wurden nicht aufgefunden. Der Rißverlauf von mit ausschließlicher Zughaltezeit beaufschlagten Proben entspricht im Bereich großer Dehnungsschwingbreiten den bereits erwähnten. Bei hohen Lastspielzahlen ergibt sich jedoch ein anderer Schädigungsmechanismus, gekennzeichnet durch interkristalline Gefügelockerungen, Bild 5.8.

Zusammenfassend kann man folgende Aussagen treffen:

1. Bereich hoher Dehnungsamplituden ( $\epsilon_{at} > 0,15 \%$ )

Die Differenzierung zwischen den einzelnen Versuchsarten ist gering. Die geringste Schädigung - bezogen auf  $N_A$  - zeigen Versuche mit ausschließlicher Druckhaltezeit, während Versuche mit ausschließlicher Zughaltezeit am unteren Streuband liegen. Aufgrund dieser geringen Differenzierung läßt sich feststellen, daß die zeitabhängigen Schädigungsmechanismen wie Kriechen und Oxidation eine sekundäre Rolle spielen. Obwohl eine Schleifendrift (zu positiver bzw. negativer Mittelspannung bei ausschließlicher Druck- bzw. Zughaltezeit) festgestellt wurde, übt die Mittelspannung in diesem Bereich keinen Einfluß auf die Anrißlastspielzahl aus.

2. Bereich kleiner Dehnungsamplituden ( $\epsilon_{at} < 0,15 \%$ )

Mit kleiner werdenden Dehnungsamplituden weisen die Versuche mit einseitigen Haltezeiten größere Anrißlastspielzahlen auf als die symmetrischen Versuche. Im Falle der Kennlinie für  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min kann dies mit der größeren Zykluszeit und damit auf die größere Schädigung durch zeitabhängige Faktoren wie Kriechen und Oxidation zurückgeführt werden. Bei den Versuchen mit gleicher Zykluszeit muß die unterschiedliche Schädigung durch zeitunabhängige Faktoren erklärt werden. Die Annäherung der beiden Kurven für einseitige Haltezeiten kann in einem zunehmenden Zugmittelspannungseinfluß bei Versuchen mit ausschließlicher Druckhaltezeit begründet sein.

Ferner ist zu berücksichtigen, daß in der Zugphase eine stärkere Relaxation erfolgt als in der Druckphase. Dies wiederum bewirkt einen größeren plastischen Dehnungsanteil bei Versuchen mit Zughaltezeit gegenüber Versuchen mit Druckhaltezeit. Bei symmetrischen Versuchen wirkt sich der infolge Zug- und Druckhaltezeit größere plastische Dehnungsanteil aus. Eine zusätzliche negative Beeinflussung kann durch das durch Kriechen auf Zug- und Druckseite größere (Wechsel-) Korngrenzengleiten zustande kommen, vgl. hierzu Kapitel 13. Letzgenannter Zusammenhang geht aus der schematisierten Prinzipdarstellung, Bild 5.9 hervor. Evtl. vorhandene kriechschädigungsbedingte Rißanteile können aufgrund der Oxidationsbelegung der Rißflanken nicht festgestellt werden. In dieser Darstellung wurde auf vereinfachte Zusammenhänge zurückgegriffen, so wird der Relaxationsvorgang als nach kurzer Zeit beendet betrachtet, sowie bei Gleitvorgängen auf Zug- und Druckseite keine Unterscheidung getroffen. Bauschinger-Effekte sind ebenfalls nicht berücksichtigt. Der metallografische Schädigungsbefund kann ebenfalls mit dem Verlauf des Korngrenzengleitens erklärt werden. Bei ausschließlicher Zughaltezeit erfolgt Korngrenzengleiten nahezu vollständig im Zugbereich, hier ist ein Wachstum von Poren (cavities) auf den Korngrenzen denkbar. Dagegen erfolgt bei ausschließlicher Druckhaltezeit nahezu nur negatives Korngrenzengleiten mit im Vergleich zu Zugkriechen eingeschränkter Porenbildungsmöglichkeit. Diese Effekte können durch Mittelspannungseinflüsse überlagert werden.

## 6. Einfluß des Umgebungsmediums (Oxidation)

### 6.1. Literaturübersicht

Nach /10/ zeigte sich an zwei untersuchten Stählen des Typs 1 % CrMoV (GS-17 CrMoV 511 Stahlguß, 28 CrMoNiV 4 9 Schmiedestahl), daß der wenig unter zyklischer Beanspruchung entfestigende Stahlguß bei langzeitiger Beanspruchung relativ gut mit der Kurve der "Zeitstandfestigkeit" übereinstimmt, vgl. Bild 6.1, während der zeitstandfestere, aber stärker zyklisch entfestigende Schmiedestahl die Kurve der "Zeitstandfestigkeit" unterschneidet, siehe Bild 6.2. Zusätzliche Untersuchungen am verfestigenden Blech 13 CrMo 44 ergaben eine starke Überschneidung der "Zeitstandkurve", Bild 6.3. Diese Ergebnisse weisen darauf hin, daß die gegenseitige Beeinflussung von Ermüdung (Dehnungswechsel) und Kriechen (Zeitstand) sehr komplex und eine Extrapolation von Anrißkennlinien mit Haltezeiten im Kriechbereich mit Hilfe bereits vorhandener Zeitstandkurven nicht ohne weiteres möglich ist. Die Gründe für dieses unterschiedliche Verhalten im technisch interessanten Langzeitbereich können wie folgt umrissen werden:

1. Die bei der Dehnungswechselbeanspruchung auftretende Ver- bzw. Entfestigung schafft andere Voraussetzungen für die Kriechfestigkeit, d.h. Zeitstandfestigkeit eines Werkstoffes.
2. Zug- und Druckhaltezeiten haben unterschiedliche Schädigungswirkung.
3. Beim Zeitstandversuch erfolgt die Verformung stets nur in Zugrichtung; im Gegensatz dazu weist der Dehnungswechselversuch mit Haltezeit Wechselkriechen in Zug- und Druckrichtung auf.
4. Zeitstand- und Dehnungswechselproben weisen unterschiedliches Oxidationsverhalten auf.
5. Unterschiedliche Anrißbildungsmechanismen

Auf Punkt 1 wird in Kapitel 7 eingegangen. Versuchsergebnisse die Punkt 2 betreffen, wurden bereits in Kapitel 5 vorgestellt und dort nachgewiesen, daß die Schädigung bei Zug nicht der bei Druck im Bereich langer Laufzeiten gleichzusetzen ist. Zu 3. ist zu bemerken, daß beim Zeitstandversuch die Kriech-



vorgänge nicht auf einen kleinen Betrag von max. 0,3% oder beim Auftreten einer Dehnungskonzentration noch kleineren Bereich der Meßlänge wie beim Kriechermüdungsversuch beschränkt sind, sondern bis zum Erreichen des tertiären Kriechbereiches eine Verlängerung von bis zu 2 bis 3 % von  $L_0$  bewirken können. Der Anteil der Kornverformung wird beim reinen Kriechen mit zunehmender Laufzeit (im sekundären Kriechbereich) gering gegenüber dem Korngrenzengleiten. Beim Dehnwechselversuch dagegen ist das Verhältnis Kornverformung/Korngrenzengleiten nahezu konstant und wird nur durch Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge beeinflusst. Hinzu kommt noch, daß im submikroskopischen Bereich bei dehnungswechselbeanspruchten Werkstoffensich infolge der ständigen Richtungsumkehr der Gleitvorgänge andere Zustände ergeben als im einsinnigen Kriechversuch. Dies schlägt sich insbesondere in den sich einstellenden Versetzungsstrukturen nieder. Hinzu kommt noch, daß sich zusätzlich noch von Zeit, Temperatur und Dehnung anders abhängige Ausscheidungsvorgänge einstellen können. Das unterschiedliche Oxidationsverhalten (Punkt 4) kann auf die Verletzung der Oxidhaut durch die Wechselbeanspruchung zurückgeführt werden, was eine stärkere Verzunderung von kriechermüdeten Proben bewirkt.

Der Stand der Kenntnisse über die Beeinflussung des Kriechermüdungsverhaltens durch Umgebungseinflüsse soll nachfolgend kurz zusammengestellt werden, Tafel 6.1.

Keine Beeinflussung des Ermüdungsverhaltens eines 0,17 % C-Stahles durch die Umgebung bei 450 °C stellte /22/ fest, Bild 6.4. In /55/ wird über Biegewechselversuche in Argon berichtet, Bild 6.5. Die dabei aufgefundene Lebensdauererhöhung steht im Gegensatz zu Versuchen in Luft, die einer stärkeren Oxidation durch Einführung einer Haltezeit bei der Spannung Null ausgesetzt waren und bei denen keine wesentliche Herabsetzung der Bruchlastspielzahl gefunden wurde, Bild 6.6. Ebenfalls eine Erhöhung der Anrißlastspielzahl wurde bei Versuchen im Vakuum an einem 1 % CrMoV-Stahl nach /56/ gefunden, wobei die Erhöhung bei kleineren Dehnungsschwingbreiten geringer ist. Bei letztgenannten Versuchen wurde die Dehnungsschwingbreite anhand der Fließkurve über die Spannung ermittelt.

Die Lebensdauer von Al-Legierungen ist nach Untersuchungen von /57/ hauptsächlich vom Wasserdampfpartialdruck abhängig. Die höchsten Bruchlastspielzahlen ergeben sich in reiner Sauerstoffatmosphäre bzw. im Vakuum (mit Kühlfalle).

Bei Untersuchungen von Nickel in Luft und Vakuum bei höheren Temperaturen ( $816^{\circ}\text{C}$ ) wurde in /58, 59/ festgestellt, daß eine Lebensdauererhöhung im Vakuum nur bei höheren Dehnungsamplituden stattfindet. Bei kleinen Dehnungsamplituden liegen die Versuche in Luft günstiger. Dies wird von /58, 59/ auf die Bildung tragfähiger Oxidbrücken zwischen den Ribflanken zurückgeführt. In /60/ wurden Versuchsergebnisse aus biegewechselversuchen an einem 0,5 %-Mo-Stahl in Luft und Vakuum vorgestellt, Bild 6.7. Danach ergibt sich bei  $500^{\circ}\text{C}$  im Vakuum eine deutlich höhere Lastspielzahl als in Luft. Die lebensdauererhöhende Wirkung des Vakuums ist bei  $550^{\circ}\text{C}$  deutlich reduziert, hier zeigt sich eine Konvergenz der Anrißkennlinien in Luft und Vakuum bei höheren Dehnungsamplituden. Über die Qualität des Vakuums wird in /60/ berichtet, daß die Probenoberfläche "hell" blieb und sich somit von der groben Oxidation von Proben in Luft deutlich unterscheidet. In /60/ wird der Schluß gezogen, daß das Ermüdungsverhalten stärker von der Oxidation als von Kriechschädigung beeinflusst wird.

Hierzu muß bemerkt werden, daß gerade die Herabsetzung der Lebensdauererhöhung bei höherer Temperatur auf zunehmenden Kriecheinfluß hinweist.

Ein zusammenfassender Überblick über die Forschungsergebnisse, die sich mit dem Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe befassen, wird in /61/ gegeben. Danach beeinflussen vor allem Sauerstoff und Wasserdampf die Lebensdauer. Die hier vorgestellten Arbeiten wurden größtenteils an Nicht Eisenlegierungen bei Raumtemperatur durchgeführt, dabei wurden vor allem Änderungen der Wöhlerkurven beobachtet. In /62, 63/ wurden verschiedene Austenite sowie Nickel in Luft und Vakuum bei unterschiedlichen Temperaturen in Zugdruckwechselversuchen untersucht. Dabei wurde festgestellt, daß sich bei Vakuumversuchen eine Gerade in  $\epsilon_{ar}-N_B$ -Darstellung, unabhängig von der aufgebrachten Temperatur ergibt. Nach /62, 63/ konnte somit weder ein wesentlicher Temperatur- noch ein Frequenzeinfluß bei den untersuchten Werkstoffen auf das Ermüdungsverhalten bei Versuchen im Vakuum festgestellt werden. Bei Versuchen im Vakuum werden bei reinen Ermüdungsversuchen Inter-

kristalline Risse gefunden, während in Luft nur transkristalline Risse auftreten. In /62/ wird weiterhin von Versuchen bei 20°C an einer Aluminiumlegierung berichtet, bei der im Vakuum keine nennenswerte Verbesserung der Lebensdauer auftritt und deren Werte bereits bei Raumtemperatur keinen geradlinigen Verlauf in der  $\epsilon_{ar}$ - $N_B$ -Darstellung ergaben. Kritisch mit den Ergebnissen von /63/ setzt sich /64/ auseinander. Insbesondere der in /63/ kaum vorhandene Frequenzeinfluß sowie der ebenfalls unterdrückte Kriechinfluß finden Widerspruch. Nach /64/ ergeben sich bis um den Faktor 10 unterschiedliche Bruchlastspielzahlen bei Versuchen mit gleicher plastischer Dehnungsamplitude mit unterschiedlichen Frequenzen im Vakuum ( $\epsilon_{ar} = 0,25\%$ ,  $f = 0,65$  Hz bzw.  $f = 0,0065$  Hz), wobei bei kleineren Frequenzen die niedrigeren Bruchlastspielzahlen vorhanden sind. Am deutlichsten werden die Unterschiede, wenn die Hysterisschleife Kriechdehnungsanteile im Zuggebiet aufweist. Sind keine Kriechanteile vorhanden, ist die größte Lebensdauer zu erwarten. Untersuchungen an einem 0,5-Cr-Mo-V-Stahl in Luft und Wasserdampf mit Dehnungswechselversuchen ohne Haltezeit zeigten, daß Wasserdampf eine günstige Wirkung auf die Lebensdauer hat /65/. Dies ist bei Leichtmetallen nicht zu beobachten /57, 61/. Ribwachstumsmessungen an einem niedrig legierten NiCrMoV-Turbinenstahl wurden in /66/ durchgeführt. Dabei konnte festgestellt werden, daß das Ribwachstum im Vakuum am größten und in trockenen Gasen (Argon, Wasserstoff, Luft) am kleinsten ist.

Die vorgestellte Literaturübersicht zeigt, daß auf dem Gebiet der Dauerschwingfestigkeit (Wöhlerkurven mit relativ hohen Lastspielfrequenzen) bereits umfangreiche Untersuchungen zum Einfluß des Umgebungsmediums vorliegen, die in der Regel jedoch bei Temperaturen unterhalb des Kriechgebietes, also ohne Kriecheinfluß durchgeführt wurden. Untersucht wurden vornehmlich Al-Legierungen; ferritische, niedrig legierte, warmfeste Stähle wurden nur am Rande betrachtet. Bei diesen Untersuchungen bzw. erstgenannten Werkstoffen besteht zwischen Bruchlastspielzahl bzw. Ribausbreitungsgeschwindigkeit und Gasdruck eine Abhängigkeit, und zwar ergibt sich im allg. mit abnehmendem Druck eine Zunahme der Bruchlastspielzahl. Im besonderen beeinflussen Sauerstoff und Wasserdampf die Lebensdauer /61/. Diese generelle Regel wird jedoch immer wieder vereinzelt durch andersartige



Untersuchungsergebnisse durchbrochen /58, 59, 62/. Untersuchungen, die sich mit ferritischen Stählen befassen, liefern teilweise widersprüchliche Ergebnisse, wobei diese Untersuchungen das Ziel hatten, den Einfluß der Oxidation auf die Lebensdauer zu untersuchen. Die wesentlichen Schlüsse aus diesen Arbeiten gehen aus der Tafel 6.1 hervor. Zur Diskussion zu stellen sind hierbei folgende Aussagen:

1. keine Temperaturabhängigkeit, keine Frequenzabhängigkeit der Lebensdauer und keine Kriechschädigung bei Versuchen unter Ausschluß der Oxidation, wie in /62, 63, 60, 55, 56/ dargestellt wird
  2. höhere Bruchlastspielzahlen im Vakuum bei 500°C als in Luft bei 20°C bei Versuchen ohne Haltezeit
  3. Interkristalliner Bruchverlauf bei Versuchen ohne Haltezeit unter Ausschluß der Oxidation /62, 63/
  4. Oxidationswirkung zeitunabhängig, da bei Versuchen mit Haltezeit bei der Spannung Null kein Einfluß feststellbar /55/
- Im einzelnen wäre hierzu kurz zu bemerken:

zu 1: In /64/ wird anhand von Versuchen nach der strain-range partitioning Methode mit speziellen Zyklusformen nachgewiesen, daß ein Frequenzeinfluß<sup>1)</sup> und damit ein Kriecheinfluß in Vakuum vorhanden ist. Da in der vorher zitierten Literatur in der Regel keine Versuchsreihen mit konstanten Dehngeschwindigkeiten bei verschiedenen Dehnungsamplituden in den verschiedenen Medien aufgestellt wurden bzw. verglichen wurden, ist daher der Frequenz- bzw. Dehngeschwindigkeitseinfluß bei der Bewertung der Ergebnisse von Bedeutung.

Zum Punkt 2 kann angefügt werden, daß zwar bei den in Kapitel 4 durchgeführten Versuchen eine gewisse Oxidationswirkung bei 450°C bzw. 350°C vorhanden ist und diese die Lebensdauer in gewissen Umfang herabgesetzt. Wesentlich für das Ermüdungs-

1) Versuche mit stark unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten

verhalten dürfte jedoch auch die Änderung des Formänderungswiderstandes eines Werkstoffes sein, die sich deutlich in der Vergrößerung des plastischen Anteils und damit der Hysteresisschleife mit zunehmender Temperatur zeigt, vgl. Abschnitt 4.

Die Frage des Ribverlaufes (Punkt 3) hängt eng mit der Beanspruchung der Werkstoffmatrix zusammen. Es ist nicht einzusehen, daß bei Versuchen ohne Haltezeit und großer Dehngeschwindigkeit durch die Aufhebung einer äußeren Oxidation der Anriß nicht mehr durch Kornverformung bestimmt werden soll; wobei hier natürlich jeweilige spezifische Eigenarten eines Werkstoffes berücksichtigt werden müssen.

Die Zeitabhängigkeit der Oxidationswirkung (Punkt 4) ist im Zusammenhang mit der Dehnungsamplitude sicherlich vorhanden, da auch in den vorangestellten Literaturstellen sich kein von der Dehnungsamplitude, d.h. von der Versuchszeit unabhängiges Verhältnis Lebensdauer in Luft zu Lebensdauer im Vakuum ergeben hat. Hinweise für eine nahezu belastungsunabhängige zeitbeeinflusste Oxidationswirkung sind Narbenbildungen, die mit zunehmender Laufzeit verstärkt auftreten und von denen bevorzugt Anrisse ausgehen.

Nach diesen einleitenden Bemerkungen sollen die eigenen Untersuchungen vorgestellt werden. Versuchsdurchführung und Versuchsaufbau sind bereits in Abschnitt 3 beschrieben. Untersucht wurden die Werkstoffe 13 CrMo 44 und 28 CrMoNiV 49.

## 6.2. Oberflächeneffekte bei Schutzgasversuchen

Bei Verwendung von Schutzgas ist die vollständige Vermeidung der Oxidation bzw. Oberflächenbeeinflussung durch das Umgebungsmedium bei höheren Temperaturen nicht völlig auszuschließen, da die an der Oberfläche der Probe festhaftenden Schichten aus Fremdatomen durch Spülen mit Schutzgas nicht vollständig beseitigt werden können. In /61/ wird von Versuchen berichtet, nach denen Proben im Vakuum ausgasen, d.h. Gase, die an der Oberfläche absorbiert werden oder im Innern gelöst sind, frei werden. Der Werkstoff wird deshalb mit

zunehmender Versuchsdauer reiner. Diese Effekte treten in diesem Maße bei Schutzgasversuchen nicht auf, da hier ein Austreten von Gasen infolge Überdrucks der Umgebungsatmosphäre erschwert ist. Eine Oxidation durch die adsorbierte Oberflächenschicht ist jedoch in diesem Falle nicht auszuschließen. Nach /61/ ist es zwar denkbar, daß bereits monomolekulare Schichten die Rißbildung beeinflussen könnten, es wird aber weiterhin aufgrund von Versuchsergebnissen geschlossen, daß zur Beeinflussung eine "wenn auch kleine" Oxidationsschicht vorhanden sein muß. In den im Abschnitt 6.1 aufgeführten Literaturstellen wird nicht auf das Aussehen der Proben nach Versuchsende in Vakuum bzw. Gasen eingegangen. Eine Ausnahme bildet, wie bereits erwähnt, die Literaturstelle /60/. Bei dieser Arbeit wird die Probenoberfläche nach Vakuumversuchen mit hell (bright) beschrieben.

Bei den vorliegenden Versuchen wurde teilweise ein leichtes Anlaufen der Oberflächen beobachtet. Sauerstoffeinbrüche sind in der Zusammenstellung der Ergebnisse, Tafel 6.2, vermerkt.

Zur Feststellung, inwieweit sich Beeinflussungszonen an der Probenoberfläche ausbilden, wurden 3 verschiedene Proben mit den nachfolgend aufgeführten Zuständen

Probe A	Probenoberfläche nach Fertigung
Probe B	Probenoberfläche nach Schutzgasversuch mit rd. 429 h Laufzeit
Probe C	Probenoberfläche nach rd. 235 h Laufzeit ohne Schutzgas

untersucht. Dabei wurden die Elemente Eisen, Kohlenstoff und Sauerstoff im Oberflächenbereich qualitativ analysiert, um Oberflächeneffekte wie Aufkohlung, Entkohlung und Verzunderung zu ermitteln. Makroskopisch waren Probe A als metallisch blank und B als metallisch glänzend (etwas stumpfer als A), Probe C als verzundert zu betrachten.

Bei allen Proben wurden an 4 Stellen vom Außenrand beginnend über den Querschnitt eine Linienanalyse aufgenommen. Zusammenfassend ergab sich folgendes Resultat:

Probe A

Eine Anreicherung von O bzw. C am Probenrand wurde nicht festgestellt. Der Fe-Gehalt ist konstant, was sich in einem nahezu rechteckigen Anstieg anhand der Analyse zeigt.

Probe B

An einer Stelle wurde ein treppenförmiger Anstieg des Fe-Gehaltes mit gleichzeitigem Anstieg des O-Gehaltes beobachtet. Die daraus abzuleitende Reaktionsschichtdicke beträgt rd. 4  $\mu\text{m}$ . Auf- oder Entkohlung wurde nicht gefunden.

Probe C

Die Ausbildung der Oxidationsschicht ist erkennbar in einem deutlichen treppenförmigen Anstieg von Fe und einem stark erhöhten O-Gehalt. Der C-Gehalt weist keine nennenswerte Erhöhung bzw. Absenkung auf. Die Dicke der Zunderschicht beträgt demnach rd. 18  $\mu\text{m}$ .

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß eine Beeinflussung der Oberfläche im Schutzgasversuch im wesentlichen nicht stattfindet. Einzeln aufgefundene Stellen mit Abfall des Fe-Gehaltes und erhöhtem O-Gehalt weisen eine maximale Dicke von 4  $\mu\text{m}$  auf, wobei in einer natürlichen Zunderschicht die O-Anreicherung bzw. der Fe-Abfall sowohl hinsichtlich der Dicke dieser Zone als auch des Grades der Anreicherung bzw. des Abfalls wesentlich ausgeprägter ist. Ent- oder Aufkohlung wurde nicht beobachtet. Unterstützt wird dieser Befund durch metallografische Untersuchungen von Anrissen bzw. Bruchflächen.

### 6.3. Ergebnisse der Zeitstandversuche

Eine Zusammenstellung der Ergebnisse von Kriechversuchen im Kurzzeitbereich in Argonatmosphäre ist aus Tafel 6.2. zu entnehmen. Die Probenform entspricht der von Versuchen in Luft, vgl. Bild 3.10.

In Bild 6.8. bzw. 6.9. sind die Zeitbruchlinien des Schmiedestahls 28 CrMoNiV 49 bzw. des Bleches 13 CrMo 44 aufgetragen. Daraus ist zu sehen, daß beim 28 CrMoNiV 49 die Schutzgasatmosphäre eine eindeutige Lebensdauererhöhung im untersuchten Spannungsbereich bewirkte. Nicht so ausgeprägt ist dies beim 13 CrMo 44 bei größeren Bruchspannungen der Fall, wobei allerdings einschränkend bemerkt werden muß, daß lediglich drei Proben in Schutzgasatmosphäre untersucht wurden. Nach Bild 6.10., in dem die Bruchzeit in Argon über der Bruchzeit in Luft aufgetragen ist, ergibt sich für den 28 CrMoNiV 49 eine durchschnittliche konstante Lebensdauererhöhung  $t_{B \text{ Argon}}/t_{B \text{ Luft}} = 2,3$ . Die Werte für diese Aufzeichnung wurden den Kurven aus Bild 6.8. entnommen. Die entsprechende Darstellung für 13 CrMo 44 zeigt Bild 6.11. Hier ergibt sich kein konstantes Verhältnis  $t_{B \text{ Argon}}/t_{B \text{ Luft}}$ . Die Lebensdauererhöhung ist von der angelegten Spannung abhängig, Bild 6.12. Die Versuche wurden ohne laufende Dehnungsmessung durchgeführt. Um trotzdem eventuell charakteristische Änderungen im Kriechverlauf bzw. Kriechgeschwindigkeit wenigstens qualitativ zu erfassen, wurde an der oberen Zugstange ein induktiver Wegaufnehmer angebracht, vgl. Bild 3.22. Für eine leichtere Beurteilung der so erhaltenen "Kriechkurven" wurden Versuche in Luft in gleicher Weise instrumentiert.

Die grafische Darstellung ist in Bild 6.13 wiedergegeben. Direkt miteinander vergleichbar sind die Kurven 1 und 2 sowie 5, 7 und 8, da in diesen Fällen gleiche Belastungen vorliegen. Soweit aus dieser Darstellung erkennbar, ergeben sich zwischen Versuchen in Luft und Argon folgende Unterschiede:

Die längere Laufzeit der Schutzgasversuche äußert sich in einer geringeren Kriechgeschwindigkeit im sekundären Kriechbereich. Keine Differenzierung durch Atmosphäreneinfluß ergibt sich bei Brucheinschnürung und Bruchdehnung, Bild 6.14 und 6.15. Werkstoff 28 CrMoNiV 49.

Vergleicht man in Tafel 6.2 die Werte für Brucheinschnürung und

Bruchdehnung beider untersuchter Werkstoffe, so erhält man einen Hinweis auf das unterschiedliche Verhalten beider Stähle in Schutzgasatmosphäre. Im Gegensatz zum 28 CrMoNiV 49 weist der hier untersuchte 13 CrMo 44 nur eine geringe Bruchdehnung bzw. Brucheinschnürung auf. Setzt man voraus, daß ein Aufplatzen bzw. Reißen einer Zunderschicht von der aufgetragenen Dehnungs bzw. Dehngeschwindigkeit abhängig ist, so erscheint es plausibel, daß aufgrund der geringen Dehnung im Kurzzeitbereich, d.h. bei großen Spannungen, eine Beeinflussung der Bruchzeit beim 13 CrMo 44 geringer sein muß als vergleichsweise beim 28 CrMoNiV 49. Bei niedrigeren Spannungen und langen Versuchszeiten wird dieser Einfluß geringer, vgl. Bild 6.16, da hier ausgeprägte sekundäre Kriechbereiche mit ähnlichen Dehngeschwindigkeiten vorliegen. Bei diesen Zeiten muß sich dann auch die in herkömmlichen Versuchen beobachtete stärkere Verzunderung des 13 CrMo 44 bemerkbar machen, d.h. das Verhältnis  $t_{B \text{ Argon}}/t_{B \text{ Luft}}$  ist vermutlich bei  $t_B > 2000 \text{ h}$  größer als das von 28 CrMoNiV 49. Die Proben wurden stichprobenhaft metallografisch untersucht. Dabei wurden keine unterschiedlichen Befunde zwischen Luftproben und Schutzgasproben aufgefunden, die auf verschiedene Schädigungsverläufe schließen ließen. Beim 28 CrMoNiV 49 konnte aufgrund des starken Einschnürbereiches die Zuordnung der Gefügelockerungen lichtoptisch nur erschwert vorgenommen werden. Eindeutig ist beim 13 CrMo 44 der interkristalline Verlauf der Rißbildungen, Bild 6.17. Auch ist bemerkenswert, daß beim letztgenannten Werkstoff die Meßmarken (Härteindrücke) Ausgangsstellen für Rißbildungen von der Oberfläche dargestellt haben.

#### 6.4. Ergebnisse der Dehnungswechselversuche

Die Versuche wurden an dem Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 und dem Blech 13 CrMo 44 bei  $530^\circ\text{C}$  durchgeführt; zusätzlich wurde noch der Schmiedestahl bei  $450^\circ\text{C}$  untersucht.

Die Ergebnisse sind in Tafel 6.3 zusammengestellt.

Die Verläufe des Spannungsausschlages über der bezogenen Lastwechselzahl  $n/N_A$  bzw. der Relaxationsspannung über der Haltezeit bei  $n/N_A = 0,5$  sind in Bild 6.18 bis 6.21 für den Werkstoff 28 CrMoNiV 49 und in Bild 6.22 und 6.23 für den Werkstoff 13 CrMo 44 wiedergegeben. In Bild 6.24 bzw. Bild 6.25 sind die zyklischen Fließkurven der beiden Stähle dargestellt.



Bild 6.26 zeigt die Anrißkennlinie des Schmiedestahls für Versuche ohne Haltezeit. Daraus ist ersichtlich, daß die Versuche in Schutzgas eine etwas erhöhte Lebensdauer haben, wenn man eine gewisse Streubandbreite der Versuchsergebnisse unterdrückt. In Bild 6.27 sind die Kennlinien für Versuche mit Haltezeiten eingezeichnet. Hier ergibt sich mit kleiner werdender Schwingbreite, also längerer Versuchszeit, eine zunehmende Lebensdauererhöhung durch Schutzgasatmosphäre.

Der Einfluß der Oxidation bei  $450^{\circ}\text{C}$  ist in Bild 6.28 wiedergegeben. Daraus geht hervor, daß auch bei dieser Temperatur die Schutzgasatmosphäre eine Lebensdauererhöhung bewirkt.

In Verbindung mit den Ergebnissen aus Abschnitt 4 kann geschlossen werden, daß im Vergleich zu Versuchen bei Raumtemperatur die Lebensdauer einer Probe im Kurzzeitbereich bei Temperaturen im Kriechbereich ( $> 350^{\circ}\text{C}$ ) von der Formänderungsfestigkeit in Verbindung mit der plastischen Dehnungsschwingbreite abhängt. Da die Oxidation keinen Einfluß auf die plastische Dehnungsschwingbreite hat und daher nur über Oberflächeneffekte wirkt, muß ein zeit- bzw. belastungsabhängiger Einfluß des Umgebungsmediums auf die Lebensdauer angenommen werden.

Die Abhängigkeit der Lebensdauererhöhung von der Zeit geht aus Bild 6.10 hervor. Hier wird deutlich, daß bei kleinen Versuchszeiten, also bei großen plastischen Dehnungsschwingbreiten, im Bereich der Ermüdung nur ein geringer Einfluß der Oxidation vorhanden ist.

Aus einer anderen Darstellung, Bild 6.29, in der die Lebensdauererhöhung über der Dehnungsamplitude aufgetragen ist, ist ebenfalls der von Zeit und Dehnung abhängige Oxidationseinfluß durch die abnehmende Steilheit der Kurven mit kleiner werdender Zykluszeit sichtbar. Die Werte für die Versuche bei  $450^{\circ}\text{C}$  liegen unter den vergleichbaren bei  $530^{\circ}\text{C}$ , was auf die bei dieser Temperatur geringere Oxidation zurückzuführen ist.

In Bild 6.30 sind die Ergebnisse der Schutzgasversuche an Proben aus 13 CrMo 44 eingetragen. Die Versuche ohne Haltezeit in Normalatmosphäre weisen eine deutliche Streuung auf  $\pm 8\%$ . Die Versuche in Argon liegen in diesem Streuband, so daß eine Lebensdauererhöhung durch Oxidationsausschluß anhand dieser Versuche verneint werden muß. Bei den Versuchen mit Haltezeiten ergab sich eine deutliche Zunahme der Lastspielzahl in Argon. Diese Versuche können bezüglich der Lebensdauererhöhung eindeutiger

bewertet werden, da der maßgebliche Teil der Vergleichsanrißkennlinie in Luft während dieses Forschungsvorhabens bzw. im vorhergehenden Forschungsvorhaben /10/ erstellt wurde.

In Bild 6.11 ist die Zeit bis Anriß in Argon über der Zeit bis zum Anriß in Luft bei gleichen Dehnungsschwingbreiten aufgetragen. Auch hier ist ersichtlich, daß wie beim 28 CrMoNiV 49 mit zunehmender Versuchszeit eine größer werdende Beeinflussung der Lastspielzahl bis zum Anriß durch das Umgebungsmedium vorliegt. Die Auftragung der Lebensdauererhöhung über der Dehnungsamplitude, Bild 6.31, hat einen ähnlichen Verlauf wie beim Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49, wobei beim 13 CrMo 44 die Tendenz festzustellen ist, daß hier die Lebensdauererhöhung bei gleicher Dehnungsschwingbreite etwas höher liegt.

In Bild 6.32 sind die Anrißkennlinien  $2 \varepsilon_{at} = f(N_A)$  beider Werkstoffe in Luft sowie in Schutzgas aufgetragen. Man kann erkennen, daß die Versuchspunkte ohne Haltezeit für beide Werkstoffe in einem relativ engen Streuband liegen, wobei die Schutzgasversuche des 28 CrMoNiV 49 die größten Anrißlastspielzahlen aufweisen. Durch Einführung einer Haltezeit von  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min ergibt sich in Luft eine deutliche Absenkung der Anrißlastspielzahlen, wobei das Blech 13 CrMo 44 im Kurzzeitbereich bis ca. 5000 LW vergleichsweise größere Dehnungsamplituden bei gleicher Anrißlastspielzahl aufnimmt als der Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49. Bei kleinen Dehnungsschwingbreiten weist jedoch der 28 CrMoNiV 49 aufgrund seiner besseren Zeitstand- bzw. Kriechfestigkeit ein günstigeres Kriechermüdungsverhalten auf. Werden die Versuche in Schutzgas durchgeführt, ergibt sich bei beiden Werkstoffen mit kleiner werdender Dehnungsschwingbreite eine zunehmende Lebensdauererhöhung. Es zeigt sich, daß sich die Anrißkennlinien mit Haltezeit bei kleinen Dehnungsschwingbreiten bzw. langen Zeiten den Anrißkennlinien ohne Haltezeit annähern, jedoch nicht das gleiche Dehnungsamplitudenniveau erreichen. Der Schnittpunkt der Kennlinien beider Werkstoffe in Schutzgas mit Haltezeit wird zu höheren Anrißlastspielzahlen verschoben und liegt vermutlich bei rd. 20 000 bis 30 000 Lastwechseln. Den Vergleich mit der nach /45/ umgerechneten Zeitstandbruchlinie zeigt Bild 6.33 und 6.34, Werkstoff 28 CrMoNiV 49. In Luftversuchen ergibt sich eine Unterschneidung der "Zeitstandlinie" durch die Anrißkennlinie.



Eine Modifikation der "Zeitstandlinie" in Form einer Multiplikation der Zeitstandspannung mit dem Verhältnis  $\sigma_a \text{ zykl} / \sigma_a \text{ stat}$  soll den Einfluß der zyklischen Entfestigung, die bei statischen Kriechversuchen nicht auftritt, auf das "Zeitstandverhalten" berücksichtigen /10/. Die so modifizierten Zeitstandkurven lassen sich relativ gut mit Dehnungswechsel-Versuchsergebnissen in Luft vergleichen. Eine Diskussion dieser Extrapolationsmethode wird in Kapitel 14 vorgenommen. Werden die Versuche in Argon durchgeführt, ergibt sich eine Annäherung der Versuchspunkte aus Dehnungswechselversuchen an die umgerechnete Zeitstandkurve im Langzeitbereich. Ob sich diese Werte vollständig in den Verlauf der letztgenannten Kennlinie einfügen, oder ob noch eine Unterschneidung stattfindet, läßt sich anhand der durchgeführten Versuche nicht mit Sicherheit aussagen. Hier spielt vor allem die gegenseitige Beeinflussung der Schädigungsmechanismen Kriechen und Ermüdung eine Rolle. Geht man davon aus, daß die Oxidation die eigentliche Schädigung nicht direkt beeinflusst, sondern nur als Beschleunigungskatalysator im Sinne einer früheren Anrißbildung z.B. durch Oxidation ausgetretener Gleitebenen oder Korngrenzenangriffe wirkt, so wird plausibel, daß eine Unterschneidung der Zeitstandkurve durch Dehnungswechselversuchspunkte auch bei Schutzgasversuchen erfolgt. Die Verhinderung der Oxidation bewirkt eine größere Verschiebung der Kennlinie für Dehnungswechselversuche nach rechts (größerer Einfluß durch Wechselverformung der Zunderschicht bei längeren Versuchszeiten) als bei der entsprechenden Kurve für Zeitstandversuche.

Aus Bild 6.34 wird deutlich, daß bei der Versuchstemperatur  $450^\circ\text{C}$  die Anrißkennlinie bei größeren Anriß- bzw. Bruchzeiten tiefer liegt als die umgerechnete Zeitstandbruchkurve. Dies läßt sich mit der bei dieser Temperatur geringen Kriechschädigung im Vergleich zur Ermüdungsschädigung erklären. Der Vergleich der Zeitstandbruchkurve mit der Anrißkennlinie für den Werkstoff 13 CrMo 44 ist in Bild 6.35 dargestellt. Die gestrichelten Verläufe der "Zeitstandkennlinie" sind, wie bereits erwähnt, nach /10/ modifiziert. Da bei diesem Werkstoff das Verhältnis  $\sigma_a \text{ zykl} / \sigma_a \text{ stat}$  nicht konstant bzw. im Bereich kleiner Dehnungsamplituden nicht

eindeutig bestimmbar ist, Bild 6.36, wurde mit zwei verschiedenen Verhältnissen modifiziert. Die strichpunktierten Verläufe in Bild 6.35 stellen Extrapolationen der Approximationskurven dar. Aus dem Bild ist ersichtlich, daß für Anrißzeiten  $> 5000$  h Kriechermüdungsversuche in etwa auf der mit  $\sigma_{a \text{ zykl}} / \sigma_{a \text{ stat}} = 1,3$  modifizierten Zeitstandbruchkurve liegen. Extrapoliert man die Kennlinien für Versuche in Argon, so stellt man fest, daß für  $t_A$  bzw.  $t_B > 100\,000$  h ein gemeinsamer Verlauf für Dehnungswechselversuche bzw. Zeitstandversuche zu erwarten ist. Wie bereits beim Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 erwähnt, wird auch beim Blech 13 CrMo 44 das Langzeitverhalten stark von der beim Kriechen bzw. bei Dehnungswechselbeanspruchung unterschiedlichen Oxidationsschädigung bestimmt.

Zur Charakterisierung des Rißverlaufes wurden die Proben größtenteils metallografisch untersucht. Dabei wurde festgestellt, daß mit längeren Versuchszeiten zunehmend interkristalline Anteile gefunden werden. Bei Versuchen ohne Haltezeit wurden in der Regel keine Nebenanrisse festgestellt, während bei Versuchen mit Haltezeit mit kleiner werdenden Dehnschwingbreiten eine größer werdende Anzahl von Nebenanrissen beobachtet wird. Der Rißverlauf bei den reinen Ermüdungsversuchen kann als transkristallin bezeichnet werden. In Bild 6.37 sind Rißverläufe an Proben mit Haltezeit wiedergegeben. Deutlich erkennbar ist, daß der Anriß interkristallin an der Probenoberfläche ansetzt. Der weitere Rißverlauf ist bei den untersuchten Proben mit Laufzeiten bis 1777 h größtenteils transkristallin, wenn auch teilweise, je nach Laufzeit, größere interkristalline Bereiche vorhanden sind.

Es ist zu vermuten, daß, wenn ein Anriß in den ersten Kornbereichen der Oberfläche, vgl. Bild 6.37, vorliegt, ein kombiniertes Rißwachstum - zum einen während der Wechselbeanspruchung (transkristallin) und zum anderen während der Haltephasen (interkristallin) - erfolgt. Auf diese Problematik wird jedoch noch näher in Abschnitt 13 eingegangen.

## 6.5. Diskussion der Ergebnisse

### 6.5.1. Zeitstandversuche

Die Ausbildung einer Oxidationsschicht führt zu einer Standzeitverkürzung. Beim Schmiedestahl wurde im untersuchten Bereich bis  $t_B = 4146$  h eine von der Spannung und damit auch von der Dehngeschwindigkeit unabhängige konstante Lebensdauererhöhung um den Faktor 2,3 festgestellt. Beim stärker oxidierenden Blech 13 CrMo 44 hängt die Lebensdauererhöhung vermutlich - soweit dies durch die untersuchten Stichproben abgedeckt ist - von der Spannung ab. Als Erklärung für dieses Verhalten kann, wie bereits in Abschnitt 6.3. erwähnt, zum einen die geringe Bruchdehnung, zum anderen die mit längeren Versuchszeiten vergleichsweise starke Verzunderung in Luft angeführt werden.

Bei statischen Kriechversuchen an glatten Stäben wird der gesamte Querschnitt durch Kriechschädigung beeinflusst, d.h. die Schädigung setzt nicht wie bei kurzzeitigen Dehnwechselversuchen an der Oberfläche an. Der Mechanismus der Schädigung durch Oxidation ist vornehmlich an der Oberfläche in Form von Randzonenbeeinflussung durch Gefügestrukturveränderungen wie Entkohlung, sowie Kerbwirkung durch örtliche Oxidationsangriffe, als auch in der direkten Querschnittsschwächung zu suchen.

Der Kerbwirkung muß zumindest beim 13 CrMo 44 eine größere Bedeutung zugemessen werden, da hier sowohl bei Luft - als auch bei Argonversuchen - die Härtemeßeindrücke Rißausgangsstellen darstellten. Dies ist wiederum eine Erklärung für die geringere Beeinflussung der Standzeit bei sehr kurzzeitigen Versuchen, da sich in diesen Fällen die Wirkung der Oxidation nicht so stark auswirkt wie die der Härteeindrücke.

### 6.5.2. Dehnungswechselversuche

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß aufgrund der Versuchsergebnisse eine von Zeit bzw. Dehnungsamplitude abhängige Lebensdauererhöhung durch den Wegfall der Oxidation nachgewiesen wurde. Mit längeren Laufzeiten werden größere Anteile von interkristallinen Rißbereichen gefunden, wobei jedoch der transkristalline Rißverlauf überwiegt. Schreibt man dem Kriechen interkristalline, der Zerrüttung transkristalline Schädigung zu, so kann festgestellt werden, daß bei den untersuchten Proben die Schädigung durch Zerrüttung (Ermüdung) dominant ist. Das gleichzeitige Auftreten von interkristallinem und transkristallinem Rißverlauf ist ein Hinweis dafür, daß eine gegenseitige Beeinflussung beider Mechanismen bei der Anrißbildung vorauszusetzen ist. Der Wegfall der Oxidation bewirkte eine mit längeren Zeiten größer werdende Verschiebung der Anrißkennlinie nach rechts. Da sich die Oxidation bei Dehnungswechselversuchen bei zunehmenden Versuchszeiten stärker als bei Zeitstandversuchen auswirkt, ist die Unterschneidung der "Zeitstandbruchkurve", die bei Auftragung der Dehnungsamplitude über der Anriß- bzw. Bruchzeit festgestellt wird, nicht mehr so ausgeprägt, Bild 6.33. Es ergibt sich beim Werkstoff 28 CrMoNiV 49 eine Annäherung beider Kennlinien, wobei vermutlich bei größeren Laufzeiten die Anrißkennlinie tiefer liegt als die "Zeitstandbruchkurve". Beim Blech 13 CrMo 44 verschiebt sich diese Annäherung zu sehr langen Zeiten. Diese Befunde können dahin gewertet werden, daß beim Werkstoff 28 CrMoNiV 49 die Ermüdungsfestigkeit geringer ist als die Kriechfestigkeit. Hingegen spielt beim 13 CrMo 44 mehr und mehr die Kriechschädigung aufgrund der geringeren Festigkeit eine Rolle. Eine ausführliche Diskussion hierzu wird in Kapitel 13 durchgeführt. Die Definition einer der Zeitstandspannung äquivalenten Spannung bei Dehnungswechselversuchen wurde bereits mehrfach versucht /8, 10, 45, 69/. Es konnten jedoch keine überzeugenden Darstellungen gewonnen werden, weil bei Kriechversuchen und Dehnungswechselversuchen die Oxidation eine unterschiedliche Auswirkung auf die jeweilige Lebensdauer hat. Aufgrund der Elimination dieses Einflußparameters ist jetzt ein besserer Vergleich möglich. In Bild 6.38 ist der Mittelwert des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl  $n/N_A$  (vgl. Bild 6.20 und 6.21) zusammen mit den Zeitstandversuchen aufgetragen.

Es zeigt sich, daß mit größeren Zeiten beide Versuchsarten ein gemeinsames Streuband bilden.

In Bild 6.39 ist das Verhältnis Anrißlastspielzahl bei  $20^{\circ}\text{C}$  ohne Haltezeit zu Anrißlastspielzahl bei  $530^{\circ}\text{C}$  in Luft bzw. Schutzgas mit und ohne Haltezeit über  $\epsilon_{at}$  aufgetragen. Man kann erkennen, daß sich prinzipiell zwei Bereiche ausbilden, die sich in der Steigung unterscheiden. Dies ist zum einen der Bereich hoher Dehnungsamplituden ( $\epsilon_{at} > 0,3 \%$ ) mit einer Konvergenz der Kurven verschiedener Haltezeiten und zum anderen der Bereich kleiner Dehnungsamplituden mit einer Divergenz der einzelnen Geraden. Die Kurven, bei denen das Verhältnis mit Anrißlastspielzahlen von Schutzgasversuchen gebildet wurde, liegen unter denen von Luftversuchen, wobei der Unterschied mit größeren Anrißlastspielzahlen kleiner wird. Bei kleinen Dehnungsschwingbreiten ist die Steigung der Schutzgaskurven flacher. Aus diesem Bild kann man schließen, daß der Haltezeiteinfluß nicht, wie in /62, 63/ angenommen, ausschließlich oxidationsbedingt ist, sondern durch einen zusätzlichen Schädigungsmechanismus - Kriechen - bestimmt wird. Nach /62, 63/ müßte sich eine Gerade für alle Versuche mit und ohne Haltezeit über den gesamten Dehnungsamplitudenbereich ergeben. Das Abknicken der Kurven bei  $\epsilon_{at} \approx 0,32 \%$  läßt sich mit einem Wechsel im Schädigungsmechanismus erklären. Bei  $\epsilon_{at} < 0,3 \%$  muß mit einer zunehmenden Schädigung auch durch Kriechen gerechnet werden. Bereits eine ähnliche Darstellung zur Erklärung der jeweils wirkenden Schadensmechanismen wurde in /10/ vorgestellt.

Als eine Bestätigung dieser Ergebnisse sind auch die Versuche mit Gußhaut am Stahlguß GS-17 CrMoV 5 11 nach /10/ zu werten. Hier wurde festgestellt, daß im Vergleich zum polierten Zustand bei Raumtemperatur bei gleicher Dehnungsschwingbreite die ertragbaren Anrißlastspielzahlen der Gußhautproben geringer sind, was auf die unterschiedliche Oberflächenrauigkeit zurückgeführt werden kann. Bei  $530^{\circ}\text{C}$  liegen alle Versuchsergebnisse der Proben mit bzw. ohne Gußhaut auf einer gemeinsamen Anrißkennlinie. Das aber bedeutet, daß die sich bei den polierten Proben verstärkt aufbauende Oxidationsschicht in ihrer Wirkung auf die Lebensdauer der Gußhautoberfläche gleichzusetzen ist.

## 7. Einfluß der Vorbehandlung

### 7.1. Literaturübersicht

Nachdem experimentelle Unterlagen über Kriechermüdung nur im begrenzten Umfang (max. 14 000 h Laufzeit) verfügbar sind, ist man bei der Auslegung auf Kriechversuche angewiesen. Diese können jedoch nicht als sichere Grenzkurven benutzt werden, vgl. Bild 6.1 bis 6.3. Eine Beeinflussung des Kriechermüdungsverhaltens im Langzeitbereich ist von folgenden zeitabhängigen Parametern zu erwarten:

- a) Gefügestrukturänderungen
- b) Oxidation
- c) Änderung der Werkstoffeigenschaften durch zyklische Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge
- d) Kriechschädigung durch Poren- und Rißbildung

Es liegt der Gedanke nahe, durch eine gezielte Vorwegnahme dieser Einflußfaktoren einen Gefügezustand entsprechend dem einer Langzeitbeanspruchung zu erzeugen, um so langlaufende Kriechermüdungsversuche zu verkürzen bzw. Aufschlüsse über die gegenseitige Beeinflussung von Kriechen und Ermüdung zu erhalten. Aus diesem Grund sind folgende Vorbeanspruchungsarten gebräuchlich

- I Zeitstandvorbeanspruchung mit nachfolgender Dehnungswechselbeanspruchung
- II Dehnungswechselvorbeanspruchung mit nachfolgendem Zeitstandversuch
- III Auslagerung (Glühung) mit nachfolgender Dehnungswechsel- bzw. Zeitstandbeanspruchung
- IV Vorverformung mit nachfolgender Dehnungswechsel- bzw. Zeitstandbeanspruchung
- V Oberflächenveränderung mit nachfolgender Dehnungswechsel- bzw. Zeitstandbeanspruchung



Die Vorbeanspruchungsarten I, II und IV berücksichtigen den Einflußparameter  $c$  und beleuchten das Zusammenwirken der Schädigungsmechanismen Kriechen und Ermüdung. Die Position III stellt eine Simulation der Betriebsbeanspruchung in Form einer Gefügestrukturänderung dar. Der Einfluß der Oxidation als Oberflächeneffekt wird in Vorbeanspruchungsart V untersucht.

Der Einfluß einer Zeitstandvorbeanspruchung wurde in /10, 70 bis 74/ behandelt. Wird bei statischer Kriechvorbelastung eine bestimmte werkstoffabhängige Kriechverformung überschritten, erfolgt ein Abfall der Anrißlastspielzahlen im anschließenden Dehnungswechselversuch (Werkstoff: CrMoV-Stahl) /10, 70, 73/. Die Anwendung der linearen Schadensakkumulation zeigt, daß diese für diesen Fall nicht sinnvoll ist /10/ bzw. unsicher ist /73/.

Durch die Kriechvorbeanspruchung wurde die Entfestigung während der zyklischen Beanspruchung abgeschwächt /73/. Keinen Einfluß hatte eine Glühung bei  $625^{\circ}\text{C}/15\,000\text{ h}$  bei einer Spannung von  $131\text{ N/mm}^2$  auf die Anrißlastspielzahl eines Austenits 316 /71/. Bei einem austenitischen Werkstoff Sanicro 31 wurde festgestellt, daß je nach Dauer der Kriechvorbeanspruchung unterschiedliches zyklisches Verhalten auftritt: Verfestigung bei  $t/t_B=0,15$ , neutrales Verhalten bei  $t/t_B=0,4$ , Entfestigung bei  $t/t_B=0,6$  /74/. Eine Herabsetzung der Lastwechsel bis zum Bruch wurde durch Kriechaltern bei  $550^{\circ}\text{C}$ , 1 bis 3 % bleibende Dehnung, bei den Stählen 10 CrMo 9 10 und 13 CrMo 44 festgestellt /72/.

Eine besondere Art der Kriechvorbeanspruchung wurde in /75/ durchgeführt. Hier wurden Zugproben bei  $939\text{ K}$  vorgedehnt, um Kriechschädigung, die sich metallografisch in Form von Porenbildung (cavities) darstellt, zu erzeugen. Anschließend wurde gekerbt und 3-Punkt-Biegeversuche bei  $823\text{ K}$  unter konstanter Last durchgeführt. Ähnlich wie in /10, 70/ ergab sich eine Absenkung der Bruchzeit im Biegeversuch, die von der Größe der bleibenden Vordehnung abhängig ist. Aus den vorgestellten Untersuchungsergebnissen der Literatur kann man feststellen, daß eine vorgegebene Kriechschädigung bis zu bestimmten Dehngrenzen das Kriechermüdungsverhalten bei den aufgebrachten Dehnungsamplituden von  $\epsilon_{at} > 0,22\%$  (Versuche ohne Haltezeit /10/) bzw.  $\epsilon_{at} > 0,48\%$  ( $t_{HZ} = 0,5\text{ h}$  /71/) nicht beeinträchtigt. Da bei Versuchen ohne Haltezeit die Schädigung ohnehin im wesentlichen über die Kornmatrix erfolgt, ist eine Beeinflussung durch das vorangegangene Kriechen auszuschließen, solange letzteres keine

deutlichen Schädigungen in Form von Poren bzw. Korngrenzen-trennungen erzeugte. Bei den Versuchen mit Haltezeit ist ebenfalls zu vermuten, daß in Anbetracht der großen Dehnungsschwingbreite eine bevorzugte Schädigung im Korn erfolgt.

Bei Überschreitung einer bestimmten Dehnungsgrenze durch die Zeitstandbeanspruchung, z.B. von  $\epsilon_{b1} = 2\%$  für den Stahlguß GS-17 CrMoV 511, können an der Probenoberfläche Zeitstandanrisse beobachtet werden, die als Rißausgangsstellen für die Dehnungswechselbeanspruchung angesehen werden können, und dadurch die Lebensdauer absenken /10/.

Wie bereits früher erwähnt, können Anrißkennlinien von Kriechermüdungsversuchen nicht unmittelbar mit Zeitstandbruchkurven verglichen werden, vgl. Bild 6.1 bis 6.3. Es liegt hier die Vermutung nahe, daß die zyklische Ver- bzw. Entfestigung die Zeitstandfestigkeit beeinflußt. Aus diesem Grund wurde versucht, diesen Einfluß zu eliminieren, indem man Zeitstandproben dehnungswechselvorbeansprucht. Aber weder beim zyklisch entfestigenden G-X 22 CrMoV 12 1 noch beim zyklisch verfestigenden GS-22 Mo 4 wurde eine wesentliche Beeinflussung durch die Vorbeanspruchung festgestellt. Die Zeitstandbruchwerte liegen in einem gemeinsamen Streuband /76/. Eine Erhöhung der Bruchzeit an einem Austenit 316 L wurde festgestellt, wenn die vorgehende Ermüdung eine bezogene Bruchlastspielzahl von mindestens  $n/N_B = 0,4$  erreicht hatte /77/. Die maximalen Versuchszeiten betrugen 784 h, mit zunehmender Versuchszeit wurde die Lebensdauererhöhung geringer. Versuche an einem CrMoV-Stahl haben gezeigt, daß eine Lebenszeitverkürzung durch Dehnungswechselvorbeanspruchung auftritt. Die Verkürzung sei auf eine Ermüdungsschädigung während der ersten Wechsel zurückzuführen. Kleine Dehnungsamplituden setzen den Schädigungseffekt herab. Die lineare Akkumulation von Ermüdungs- und Kriechschädigung ist unsicher /73/. Versuche mit vorhergehender Ermüdungsbeanspruchung an der austenitischen NiCrAlTi-Legierung Sanicro 31 ergaben eine Lebensdauererhöhung im nachfolgenden Kriechversuch unter der Voraussetzung, daß sich noch keine Ermüdungsanrisse gebildet hatten. Die Erhöhung wird auf Erholungsvorgänge - angezeigt durch abnehmende Versetzungsdichte - zurückgeführt. Als konservativ erwies sich die lineare Schadensakkumulationsregel /74/.

Der Einfluß der Gefügestrukturänderung infolge Glühung zur Erzielung eines Quasi-Betriebszustandes wurde in /78 bis 81/ untersucht. In /78/ wurde ein IN 597 bei  $850^{\circ}\text{C}$  5000 bzw. 10 000 h gealtert. In Ermüdungsversuchen (dehnungs- bzw. spannungskontrolliert) ergab sich eine Absenkung der Lebensdauer, ebenso wenn beim spannungskontrollierten Versuch eine Haltezeit eingeführt wurde. Hingegen wurde beim dehnungskontrollierten Versuch mit Haltezeit eine Lebensdauererhöhung festgestellt. Die Ergebnisse von Glühversuchen an Cr-Mo-Stählen mit anschließenden Zeitstandversuchen werden in /79/ vorgestellt; danach nimmt der Kriechwiderstand ab. Vorglühungen bei  $550^{\circ}\text{C}$  wirkten sich nur geringfügig auf die Zeitdehnung nach 1000 h und die Gesamtdehnung aus; wogegen langzeitige Temperaturerhöhungen auf 600 und  $650^{\circ}\text{C}$  beachtliche Dehnungen während des anschließenden Zeitstandversuches zur Folge hatten.

Zeitstandversuche und Kriechermüdungsversuche an einem bei  $650^{\circ}\text{C}/10\ 000\ \text{h}$  ausgelagerten Stahl ähnlich X 6 CrNiMo 1713 haben gezeigt, daß im Vergleich zum lösungsgeglühten Ausgangszustand andere Bruchmechanismen auftreten. Die Zeitstandfestigkeit bzw. das Kriech-Ermüdungsverhalten war im ausgelagerten Zustand schlechter bzw. günstiger als im lösungsgeglühten Zustand /80/.

Anhand von Zugversuchen, Kriechversuchen und Dehnungswechselversuchen an einem bainitischen 2,25%-Mo-Stahl einer Hauptdampfleitung ( $540^{\circ}\text{C}$ ), die 130 000 h mit 426 An- und Abfahrten betriebsbeansprucht wurde, ergab sich im Vergleich zum unbeanspruchten Ausgangszustand, daß das Ermüdungsverhalten kaum, die Zähigkeit im Zugversuch deutlich, die Kriechfestigkeit nicht wesentlich abgesenkt wurde /81/.

Kaltverformungen bis etwa 10 % plastischer Dehnung treten bei der Fertigung von vielen Bauteilen, wie z. B. beim Kaltbiegen, Kaltpressen oder dem Richten von Schweißstücken auf. Es ist daher von Interesse, festzustellen, welchen Einfluß Kaltverformungen auf das zyklische Spannungs-Dehnungs-Verhalten bzw. auf das Zeitfestigkeitsverhalten im Kriechtemperaturbereich im Vergleich zum unverformten Ausgangszustand haben. Da dem Werkstoff durch diese Vorverformung ein Teil seines plastischen Formänderungsvermögens genommen wird, können über die sich einstellende plastische Dehnungsamplitude und Anrißlastspielzahl im Vergleich zum Ausgangszustand Rückschlüsse auf Schädigungsmechanismen gezogen werden.

Insbesondere bei Schwingbeanspruchung bei Raumtemperatur spielt der durch Kaltverformung hervorgerufene Eigenspannungszustand eine wesentliche Rolle /82/.

Der Zusammenhang zwischen Kaltverformung und Eigenspannungen und deren Einfluß auf die Dauerfestigkeit bei Raumtemperatur an niedriglegierten Stählen wurde in /83/ untersucht. Dabei ergab sich in Zug-Druck-Wechselversuchen eine Erhöhung sowohl der Dauerfestigkeit als auch der Druckeigenspannung mit steigender Kaltvorverformung.

Bei kraftgesteuerten Zug-Druck-Versuchen an gelochten Stahlproben bei Raumtemperatur, ergab sich, daß bei den Stählen StE 47 und StE 70 im Bereich der Zeitfestigkeit ( $N > 50\,000$  LW) eine Lebensdauererhöhung, im Bereich der Kurzzeitschwingfestigkeit ( $N < 50\,000$  LW) dagegen beim Stahl StE 47 eine deutliche Minderung der Anrißlebensdauer infolge erhöhter Entfestigung, beim Stahl StE 70 nur leichte Minderung nach Kaltverformung auftrat /84/.

Nur geringen Einfluß auf die Ermüdungsfestigkeit hat eine Kaltverformung von 15 % bei einem mikrolegierten Stahl bei  $20^{\circ}\text{C}$ . Die zyklische Fließkurve ist gegenüber der des Ausgangszustandes nur geringfügig angehoben /85/. Zu einem gleichen Ergebnis führten die Untersuchungen in /86/ an Stahl und Aluminium.

In /87/ wurde eine dispersionsgehärtete Nickelbasislegierung MA 754 bei  $760^{\circ}\text{C}$  vorverformt und anschließend im Zeitstandversuch belastet. Durch die Vorverformung wurde sowohl die Kriechgeschwindigkeit als auch das Primärkriechen herabgesetzt.

Bei Zirkonium wurde festgestellt, daß eine Vorverformung die ertragbaren Bruchlastspielzahlen herabsetzt /88/.

In /89/ wurde gezeigt, daß mit zunehmendem Verformungsgrad die Lebensdauer im Biegewechselversuch bei  $20^{\circ}\text{C}$  bis auf 400 % des unverformten glatten Stabes aus Ck 15 gesteigert werden kann, daß aber oberhalb eines Verformungsgrades von 25% die Bruchlastspielzahlen wieder abfallen.

Biegewechselversuche an kugelgestrahlten Biegeproben aus Stahl Ck 45 /90/ zeigten bei Raumtemperatur gegenüber ungestrahlten Proben stark erhöhte Zeit- und Wechselfestigkeit. Die Rißausgangsstelle lag bei hohen Spannungsamplituden in der Oberfläche, bei kleinen Spannungsamplituden wurde der Anriß unterhalb der Oberfläche beobachtet. Dies ist u.a. auf Druck-Eigenspannungen an der Oberfläche zurückzuführen.

## 7.2 Versuchsergebnisse

Durch Versuche an dem Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49, dem Blech 13 CrMo 44 sowie dem Stahlguß GS-17 CrMoV 511 wurden die in Abschnitt 7.1 erwähnten Vorbeanspruchungsarten II bis V abgedeckt. Auf Versuche von Zeitstandvorbeanspruchung mit nachfolgender Dehnungswechselbeanspruchung wurde verzichtet, da hierzu Ergebnisse in /10/ vorliegen.

### 7.2.1 Dehnungswechselvorbeanspruchung mit nachfolgendem Zeitstandversuch

Die Versuche wurden an dem zyklisch entfestigenden Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 und dem zyklisch verfestigenden Blech 13 CrMo 44 durchgeführt. Sowohl Vorbeanspruchung als auch der Zeitstandversuch erfolgte bei 530<sup>0</sup>C. Eine Zusammenstellung der Untersuchungsparameter und der Ergebnisse befindet sich in Tafel 6.2.

In Bild 7.1 sind die entsprechenden Zeitstandbruchlinien eingetragen. Die Proben wurden nach der Dehnungswechselvorbeanspruchung mit der Zunderschicht in die Zeitstandprüfmaschine (Einzelprüfplatz) eingebaut. Bei einer Wertung der Ergebnisse muß man die bei Zeitstandversuchen vorhandene Streubandbreite der Bruchzeiten berücksichtigen. Es kann festgestellt werden, daß die Dehnungswechselvorbeanspruchung im untersuchten Kurzzeitbereich Veränderungen in der Lebenszeit bewirken.

Während beim 28 CrMoNiV 49 noch eine gewisse Absenkung der Bruchzeiten - insbesondere bei hohen Belastungen - angenommen werden kann, liegen die Versuchswerte des 13 CrMo 44 in einem Streuband. Eine systematische Zuordnung wird zum einen durch die relativ geringe Probenbelegung und zum anderen durch eventuelle Werkstoffinhomogenitäten erschwert. Die Werte für Brucheinschnürung bzw. Bruchdehnung weisen beim 13 CrMo 44 keine Unterschiede zum unbeanspruchten Zustand auf. Beim Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 ist zu beobachten, daß zum einen die Werte für die Bruchdehnung geringfügig über denen des Ausgangszustandes liegen, zum anderen sich bei der Brucheinschnürung ein gemeinsames, ebenfalls von der Spannung unabhängiges Streuband ergibt, Bild 7.2 und 7.3.

Die metallografische Untersuchung erbrachte keine Besonderheiten. Proben aus dem Blech 13 CrMo 44 wiesen - ebenso wie bei den Schutzgasversuchen - Anrisse ausgehend von den Meßeindrücken auf.

Da in /76/ gleichfalls keine Veränderung der Zeitstandfestigkeit



durch vorhergehende Dehnungswechselvorbeanspruchung festgestellt wurde, wobei die Kriechproben aus den Dehnungswechselproben herausgearbeitet wurden, also keine Zunderschichten aufwiesen, muß in Verbindung mit den Ergebnissen der Zeitstandversuche in Schutzgas vermutet werden, daß die hier festgestellten Lebensdauerabsenkungen weniger auf die Vorbeanspruchung als auf die schon vorhandene Oxidation der Probenoberfläche zurückgeführt werden müssen.

Setzt man voraus, daß, entsprechend den Ergebnissen der Schutzgasversuche, die Oxidation eine Lebensdauerreduktion um den Faktor 2,3 beim Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 und um einen von der Spannung abhängigen Faktor nach Bild 6.12 beim Blech 13 CrMo 44 bewirkt, erhält man die in Bild 7.1 gestrichelt eingezeichneten Zeitstandbruchkurven. Die Bruchzeiten der vorbeanspruchten Proben liegen nahezu alle rechts dieser Linie.

Wesentliche Beeinträchtigungen der Zähigkeit wurden im Rahmen der hier durchgeführten Untersuchungen an beiden verwendeten Stählen nicht festgestellt.

Die Anwendung der linearen Schadensakkumulation zeigt, Bild 7.4 a, daß keine geordneten Gesetzmäßigkeiten in der Schadensbildung vorliegen. Es konnte weder ein Einfluß der angelegten Spannung, Bild 7.4 b, noch eine Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude, Bild 7.4 c, beobachtet werden. Dies bestätigt die oben getroffenen Feststellungen, daß im untersuchten Kurzzeitbereich keine wesentliche - allein durch die Dehnungswechselvorbeanspruchung bedingte - Änderung der Zeitstandfestigkeit vorliegt. Das bedeutet, daß die Schädigung durch Kriechen im Kurzzeitbereich kaum durch die Schädigung durch Ermüdung beeinflusst wird. Zieht man dabei in Betracht, daß bei dem Blech 13 CrMo 44 die Dehnwechselvorbeanspruchung mit Haltezeiten erfolgte, liegt der Schluß nahe, daß bei der aufgebrachten Dehnungsschwingbreite von  $2 \epsilon_{at} = 0,53 \%$  die hier erzeugte Kriechschädigung keine wesentliche Rolle spielt.

#### 7.2.2. Auslagerung (Glühung) mit nachfolgender Dehnungswechsel- bzw. Zeitstandsbeanspruchung

Bei hohen Betriebstemperaturen bzw. im Bereich des Kriechens oberhalb der Rekristallisationstemperatur, treten in der Regel Änderungen des Gefügezustandes auf, die sowohl temperatur- als auch belastungsinduziert sind. Nach einer längeren Einsatzdauer von derart beanspruchten Bauteilen ist demzufolge mit einer Veränderung der mechanischen Eigenschaften zu rechnen.



Werkstoffgesetze für die Auslegung (Kriechkurven, Anrißkennlinien, Werkstoffkennwerte) werden jedoch stets im Anlieferungszustand bestimmt, so daß die Wechselwirkung bzw. die Verknüpfung von zeitabhängiger Gefügestandsänderung und belastungsabhängigem Werkstoffverhalten nicht gegeben ist.

Aus diesem Grund scheint es sinnvoll, den Einfluß der Gefügestandsänderung auf die Lebensdauer von kriechermüdeten Bauteilen zu untersuchen, um festzustellen, inwieweit z.B. Anrißkennlinien, die im Ausgangszustand bestimmt wurden, eine sichere Auslegung, auch bei langfristig auftretenden Gefügestrukturänderungen, gewährleisten.

Am Stahlguß GS-17 CrMoV 511 wurde eine Langzeitglühung bei  $530^{\circ}\text{C}$  durchgeführt. Eine Zusammenstellung der mechanischen Kennwerte, die stichprobenhaft nach unterschiedlich langen Glühphasen ermittelt wurden, ist in Tafel 7.1 enthalten.

Es wurden Dehnungswechselversuche mit und ohne Haltezeiten bei  $530^{\circ}\text{C}$  nach 34 000 h /76/ bzw. 72000 h Glühzeit durchgeführt. Die Proben wurden hierzu aus den geglühten Platten herausgearbeitet, so daß gewährleistet war, daß keine Randzonenbeeinflussung durch Entkohlung bzw. Zunderschichten vorlag. Die Ergebnisse sind in Tafel 7.2 zusammengestellt.

Die Verläufe der Spannungsausschläge über der bezogenen Wechselzahl bzw. das Relaxationsverhalten während der Haltezeit bei  $n/N_A = 0,5$  sind aus Bild 7.5 und 7.6 zu entnehmen.

Die zyklischen Fließkurven sind in Bild 7.7 wiedergegeben.

Es ist ersichtlich, daß die Glühung eine Herabsetzung der Spannungsausschläge bei den Versuchen mit Haltezeit zur Folge hatte. Der Vergleich der Anrißkennlinien des Ausgangszustandes bzw. nach Glühung wird in Bild 7.8 vorgenommen. Hieraus ist erkennbar, daß mit zunehmender Glühzeit eine kleinere Anrißlastspielzahl bei vorgegebener Dehnungsschwingbreite zu erwarten ist. Bei der metallografischen Untersuchung der Dehnungswechselproben mit 72 000 h Glühzeit wurde festgestellt, daß teilweise eine Kornvergrößerung stattgefunden hat, wobei Ferritkorngrößen bis ASTM 2 aufgefunden wurden.

Auffallend ist die große Anzahl koagulierter Ausscheidungen (Karbide) an Korngrenzen und in den Körnern, vgl. Bild 3.7.

In den freien Ferritkörnern wurde lichtoptisch eine geringere Zahl von Ausscheidungen beobachtet.

Das Gefüge der untersuchten Proben wies ferner einen sehr hohen Grad von nichtmetallischen Verunreinigungen auf, wobei insbesondere eine große Anzahl von Mangansulfiden aufgefunden wurde. Nicht geprüft werden konnte, ob es sich hierbei um einen besonders stark verunreinigten Bereich der langzeitgeglühten Platte handelte.

In Bild 7.9 sind die Anrisse bzw. Bruchflächen von Dehnungswechselproben mit und ohne Haltezeit dokumentiert. Bild 7.9 a zeigt REM-Aufnahmen der Bruchfläche einer Probe ohne Haltezeiten. Auffallend ist die bereits erwähnte Kornvergrößerung sowie das Vorhandensein von Mangansulfiden (Inclusions), wobei ein derartig massives Auftreten im allgemeinen nur unter bestimmten Bedingungen beobachtet wurde, wie z.B. nach einem Überhitzungszyklus der Schweißsimulation /91/. Es ist erkennbar, daß sich die Anrisse bevorzugt an diesen Mangansulfidverspritzungen fortgesetzt haben, so daß optisch der Eindruck eines Heißrisses vorhanden ist. Im Teilbild b sind lichtoptische Aufnahmen eines Längsschliffes durch eine Probe mit Haltezeit wiedergegeben. Auch hier ist der hohe Grad der nichtmetallischen Verunreinigungen zu erkennen. Anhand der Bildausschnitte wird deutlich, daß diese Einschlüsse Ausgangsstellen für die Rißbildung darstellen. Einzelne Mangansulfide, die sich bevorzugt senkrecht zur Probenachse bzw. Belastung erstrecken, sind durch Rißbrücken miteinander verbunden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß nichtmetallische Einschlüsse in der festgestellten Anordnung bzw. Größenordnung die Kriechermüdungslebensdauer mit Sicherheit herabsetzen, bzw. zu einem wesentlich größeren Streuband der Anrißkennlinie führen.

Zusätzlich wurde noch an dem 28 CrMoNiV 49 eine Kurzzeitglühung von Rohlingen bei  $530^{\circ}\text{C}/1000\text{ h}$  vorgenommen.

Die Spannungsverläufe über der bezogenen Wechselzahl  $n/N_A$  und die Relaxationsverläufe bei  $n/N_A = 0,5$  sind in Bild 7.10, die zyklische Fließkurve in Bild 7.11 wiedergegeben. Im Vergleich

zum ungeglühten Werkstoff nach /10/ ergaben sich keine signifikanten Änderungen bezüglich Höhe des Spannungsausschlages bzw. Relaxationsverhalten. Hier konnte keine Beeinflussung des Anrißverhaltens festgestellt werden, Bild 7.12.

Stichprobenhaft wurden Zeitstandversuche an den vorgeglühten Werkstoffen durchgeführt, vgl. Tafel 6.2.

Die Ergebnisse für den Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 sind bereits in Bild 6.8 dargestellt worden. Hier zeigt sich eine deutliche Verringerung der Bruchzeiten, wobei jedoch mit zunehmender Versuchszeit eine Anpassung an die "Zeitstandkennlinie" des Ausgangswerkstoffes erfolgt. Dies läßt sich dadurch erklären, daß die durch die 1000 h Vorglühung erzeugten Gefügestrukturänderungen in ihrer Wirkung auf das Kriechverhalten durch Änderungen, die während eines über 1000 h laufenden Versuches entstehen, überlagert werden.

Die Zeitstandbruchkurven für Ausgangszustand und Glühzustand des GS-17 CrMo 5 11 sind in Bild 7.13 abgebildet. Die Zeitstandfestigkeit hat durch die Dauerglühung deutlich abgenommen. Dies ist vermutlich auf die Herabsetzung des Kriechwiderstandes durch Koagulation feindisperser kriechhemmender Ausscheidungen zurückzuführen.

Nach Bild 7.14 und 7.15 ist mit zunehmender Versuchszeit eine starke Abnahme der Verformungsfähigkeit gegenüber dem Ausgangszustand festzustellen. Die Werte für Brucheinschnürung bzw. Bruchdehnung nehmen mit kleiner werdender Spannung ab. Für den dauergeglühten Zustand kann keine derartige Feststellung getroffen werden, da hier nur zwei Versuchspunkte vorliegen.

Der Vergleich Zeitstandversuch und Dehnungswechselversuch wurde in Bild 7.16 vorgenommen. In Abweichung zu dem in Abschnitt 5 untersuchten GS-17 CrMoV 5 11 Nr. 417 f (andere Wärmebehandlung), vgl. auch Bild 6.1, zeigt sich hier für den Ausgangszustand, daß die Anrißkennlinie im untersuchten Lastwechselbereich deutlich über der entsprechenden Zeitstandkurve liegt.

Nach 72 000 h Dauerglühung bei 530°C ergibt sich jedoch eine leichte Unterschneidung der vergleichbaren Zeitstandwerte.

Die Kennlinie für die Kriechermüdungsversuche nach 34 000 h

Dauerglühung liegt ebenfalls über den "Zeitstandkurven".

Nach Bild 7.17, das aus Bild 7.13 bzw. 7.8 ermittelt wurde, ist zu schließen, daß die Dauerglühung vor allem die Kriechfestigkeit beeinflusst hat. Im Kriechversuch wurde eine Lebensdauerreduzierung um den Faktor 14 bei längeren Versuchen festgestellt. Demgegenüber wurde beim Dehnungswechselversuch mit Haltezeit lediglich eine Abnahme um max. rd. 5, bei Versuchen ohne Haltezeit max. rd. 4,5 festgestellt, wobei jedoch zu berücksichtigen ist, daß sich bei Haltezeitversuchen mit kleiner werdender Schwingbreite eine zunehmende Lebensdauerabsenkung ergibt. Da die Kriechermüdungsversuche mit und ohne Haltezeit eine ungefähr gleich große Lebensdauererniedrigung im Bereich von  $\epsilon_{at} = 0,25$  bis 0,5% aufwiesen, liegt der Schluß nahe, daß hier die Schädigung nahezu ausschließlich durch Ermüdung bestimmt wird. Erst im Bereich kleiner Dehnungsamplituden mit  $\epsilon_{at} < 0,25\%$  ist aufgrund der größeren Lebensdauerreduzierung Kriechschädigung anzunehmen.

#### 7.2.3. Vorverformung mit nachfolgender Dehnungswechsel- bzw. Zeitstandsbeanspruchung

Um den Einfluß einer statischen Kaltverformung auf das Kriechermüdungsverhalten bzw. Zeitstandverhalten abzuschätzen, wurden Proben aus dem Werkstoff 28 CrMoNiV 49 bzw. 13 CrMo 44 bei Raumtemperatur im Zugversuch belastet, so daß sich bei Entlastung rd. 1 % bleibende Dehnung einstellte. Anschließend wurden die Proben auf 530°C erwärmt und im Dehnungswechselversuch bzw. Zeitstandversuch (nur 28 CrMoNiV 49) geprüft, Bild 7.18, Ergebnisse Tafel 7.1. Die Verläufe der Spannungsausschläge über der bezogenen Wechselzahl und die Relaxationsverläufe bei  $n/N_A = 0,5$  sind in Bild 7.19 bis 7.21, die zyklischen Fließkurven sind in Bild 7.11 und 7.22 wiedergegeben. Der Vergleich mit den entsprechenden Verläufen des unbeanspruchten Zustandes für den Werkstoff 28 CrMoNiV 49 ergab, daß das Spannungsniveau durch die Kaltverformung nicht angehoben wurde, Bild 7.11 für  $n/N_A = 0,5$  bzw. Bild 7.23 für  $n = 1$  ( $n/N_A = 0$ ).

Die plastischen Dehnungsamplituden des gleichen Werkstoffes bei  $n/N_A = 0,5$ , Bild 7.24, liegen bei Versuchen ohne Haltezeit etwas oberhalb der Mittelwertskurve bzw. bei Versuchen mit Haltezeit deutlich oberhalb der entsprechenden Kurve nach Abbildung 4.15. Der damit verbundene größere plastische Anteil ist eine Folge der stärkeren Entfestigung. Dieser Zusammenhang geht auch aus Bild 7.25 hervor, in dem die Entfestigung durch das Verhältnis des Spannungsausschlages bei  $n = 1$  zum Spannungsausschlag bei Anriß charakterisiert ist und in Abhängigkeit von der aufgetragenen Dehnungsamplitude aufgetragen wurde. Die schwarz angelegten Symbole für Versuche mit Kaltverformung liegen deutlich oberhalb des Streubandes der Versuche nach /10/.

Versuche mit Kaltverformung zeigen bei Kurzzeitversuchen ein deutlich besseres Anrißlastspielzahlverhalten als der unverformte Ausgangszustand, vgl. Bild 7.12, Werkstoff 28 CrMoNiV 49 bzw. Bild 7.26, Werkstoff 13 CrMo 44. Beim zyklisch verfestigenden Blech 13 CrMo 44 ist die Lebensdauererhöhung ähnlich ausgeprägt wie beim zyklisch entfestigenden Werkstoff 28 CrMoNiV 49. Mit kleiner werdender Dehnungsamplitude nimmt vor allem beim Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 die Verbesserung des Kriechermüdungsverhaltens ab, so daß zu erwarten ist, daß im Langzeitbereich eine 1%-Kaltverformung die ertragbare Anrißlastspielzahl im Vergleich zum unverformten Zustand nicht beeinflusst. Ein ähnliches Verhalten ist beim zyklisch verfestigenden Werkstoff 13 CrMo 44 nicht unbedingt anzunehmen, hier ist vielmehr zu erwarten, daß eine geringe Lebensdauererhöhung auch bei größeren Anrißlastspielzahlen auftritt.

In Bild 7.27 sind die Ergebnisse der Kurzzeitkriechversuche am kaltgezogenen Werkstoff 28 CrMoNiV 49 wiedergegeben. Hier ist festzustellen, daß die Vorverformung einen schädigenden Einfluß hat. Es ist anzunehmen, daß sich bei länger laufenden Versuchen bis rd. 20 000 h eine geringer werdende Reduzierung der Lebensdauer ergibt. Bei langfristigen Versuchen (100 000 h) ist ein gemeinsamer Verlauf vorauszusetzen.

#### 7.2.4. Oberflächenveränderung mit nachfolgender Dehnungswechselbeanspruchung

Die Anrißbildung bei Dehnungswechselversuchen geht in der Regel von der Probenoberfläche aus. Besonderheiten hierzu wurden im Rahmen dieser Versuche nur an Proben mit kleinen Dehnungsamplituden ( $\epsilon_{at} \leq 0,12\%$ ,  $t_{HZ} = 20\text{ min}$ ,  $t_{HD} = 0\text{ min}$ , Werkstoff GS-17 CrMoV 5 11), vgl. Abschnitt 5, bzw. an Proben mit starken nichtmetallischen Verunreinigungen (vgl. Abschnitt 7.2.2.) in der Form aufgefunden, daß hier Risse im Innern der Proben festgestellt wurden, die nicht mit der Oberfläche zusammenhängen. Dennoch haben sich auch hier die Hauptanrisse von der Oberfläche her ausgebildet.

Wie bereits im Rahmen der Schutzgasversuche festgestellt (Abschnitt 6.), übt die Oxidationsschicht bzw. die Oxidationsanfälligkeit einen Einfluß auf die Lebensdauer aus. Anhand letztgenannter Versuche wurde beobachtet, daß die Anrißbildung bevorzugt an den Korngrenzen ansetzt, Bild 6.37, wobei dies naturgemäß von Versuchsbedingungen wie Haltezeit und Dehnungsamplitudengröße abhängig ist. Aufgrund dieser Erkenntnis ist es von Bedeutung zu wissen, inwiefern der Zustand der Oberfläche das Anrißlastspielzahlverhalten beeinflusst. Zur Erzeugung eines besonderen Oberflächenzustandes wurden Proben der Werkstoffe 13 CrMo 44 und 28 CrMoNiV 49 innerhalb der Meßlänge mit Stahlkugeln gestrahlt (5 bar, 100 g/min, Strahldauer rd. 5 min). Die damit vorhandene Oberflächenverfestigung erstreckte sich auf zwei bis drei Kornlagen.

Die Ergebnisse der Dehnungswechselversuche sind in Tafel 7.2 zusammengestellt. Der Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Lastwechselzahl  $n/N_A$  ist in Bild 7.28 und 7.29 aufgetragen. Die zyklischen Fließkurven gehen aus Bild 7.11 und 7.22 hervor. In diesen Darstellungen ergeben sich im Vergleich zum Ausgangszustand keine signifikanten Änderungen. Die Darstellung der Ergebnisse im  $2\epsilon_{at} - N_A$  - Diagramm ist aus Bild 7.12 und 7.26 ersichtlich. Daraus geht hervor, daß



die Oberflächenveränderung durch Kugelstrahlen lediglich im Kurzzeitbereich  $< 1000$  Lastwechsel eine Verbesserung des Anrißverhaltens bringt. Bei längeren Versuchszeiten wird diese Verbesserung durch die Oxidation der verfestigten Zone aufgehoben. Anhand der metallografischen Befunde läßt sich nachweisen, daß Anrisse stets an Stellen zu erwarten sind, an denen die Oxidations-schicht aufreißt, Bild 7.30. Beim Blech 13 CrMo 44 wurde ferner beobachtet, daß im Gegensatz zu Proben, die nicht kugelge-strahlt waren, die Zunderschicht zunächst makroskopisch keine Anrisse aufwies, sondern eine geschlossene "Schutzschicht" bildete. Bei längeren Versuchszeiten trat jedoch ein Abblättern auf. Die darunter liegende Oberfläche war zunderfrei, vgl. Bild 7.30. Aus den Bildausschnitten geht hervor, daß der Oxidationsangriff einesteils bevorzugt an den Korngrenzen einsetzt, andererseits die Ferritkörner aber auch flächig abgetragen werden. Perlitische Gefügebestandteile sind offen-sichtlich reaktionsbeständiger. Über ähnliche Untersuchungen im Zusammenhang mit dem zyklischen Oxidationswachstum bzw. Rißwachstum bei Cr-Mo-V-Stählen wird in /92/ berichtet. Auch hier wurde festgestellt, daß die sich aufbauende Oxidations-schicht von der Vorbeanspruchung abhängig ist und zwar nimmt die Oxidationsrate in der Reihenfolge: 1) Oberfläche verformt, 2) angelassen, 3) kaltgezogen, zu. Die metallografische Unter-suchung einer Probe aus dem Werkstoff 28 CrMoNiV 49 ergab, daß infolge der verfestigenden Oberfläche im Gegensatz zur un-beeinflußten Randzone eine deutlich größere Anzahl von Anrissen auftritt bzw. keine Ausbildung eines markanten Hauptrisses erfolgt. Trotzdem wurde eine längere Laufzeit festgestellt.

#### 7.2.5 Einfluß einer Wärmebehandlung

Die Kriechfestigkeit bzw. das Kriechermüdungsverhalten eines Stahles ist sowohl von der chemischen Zusammensetzung als auch vom Gefügezustand abhängig. Da bei den Langzeit-Festigkeits-kennwerten teilweise erhebliche Streubreiten auftreten, sollte der Einfluß der Gefügeunterschiede auf diese Streuung bekannt sein. Dadurch wird eine bessere Abschätzung des Einflusses von Verarbeitungs- und Wärmebehandlungsparameter auf Gefüge-

veränderungen möglich. Durch eine gezielte Untersuchung einzelner Gefügezustände eines Stahles wird es möglich, die Streubandbreite einzugrenzen und dadurch sicherere Auslegungsunterlagen zu erhalten. Im Rahmen dieser Arbeit wurde dieser Einfluß nur stichprobenhaft an extremen Gefügeunterschieden untersucht.

Hierzu wurde der Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 bei  $950^{\circ}\text{C}$  1 h austenitisiert und im Ofen mit  $50^{\circ}\text{C/h}$  abgekühlt. Das sich einstellende Gefüge ist in Bild 3.8 dokumentiert. Es ergab sich eine Mischstruktur aus zeiligem Ferrit + Perlit + Bainit. Durchgeführt wurden Dehnungswechselversuche mit ( $t_{\text{HZ}} = t_{\text{HD}} = 20 \text{ min}$ ) und ohne Haltezeit, Ergebnisse Tafel 7.3. Die das zyklische Verhalten charakterisierenden Verläufe des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl  $n/N_A$ , das Relaxationsverhalten bei  $n/N_A = 0,5$  sowie die Fließkurven sind in den Bildern 7.31 bis 7.33 wiedergegeben.

Im Gegensatz zum nicht zusätzlich wärmebehandelten Ausgangszustand ergibt sich eine zyklische Verfestigung. Der Vergleich der Anrißkennlinien zeigt, daß der zusätzlich wärmebehandelte Werkstoff ein besseres Ermüdungsverhalten aufweist, Bild 7.34. Auch die durchgeführten Versuche mit Haltezeiten bis rd. 2300 LW ergaben bei gleicher Dehnungsamplitude günstigere Anrißlastspielzahlen. Es ist zu erwarten, daß im Langzeitbereich eine Annäherung beider Kennlinien erfolgt. Nach Bild 7.35 liegen die Werte aus den Zeitstandversuchen unter denen der Dehnungswechselversuche. Im Gegensatz zum vergüteten Ausgangszustand ist hier die Ermüdungsfestigkeit größer als die Kriechfestigkeit.

Da für die Auslegung bzw. Berechnung thermisch beanspruchter Bauteile nicht nur das Kriechermüdungsverhalten maßgebend ist, sondern auch ausreichende Zähigkeit, insbesondere im Hinblick auf Sprödbruch, gefordert ist, werden in Abschnitt 12 Untersuchungen über die Beeinflussung der Zähigkeit im Sinne einer Dehnungsalterung durch Kriechermüdung vorgestellt, wobei auch dieser Gefügezustand untersucht wird.

### 7.2.6 Diskussion der Ergebnisse

Bei der Bewertung der Literaturergebnisse bezüglich des Einflusses einer Dehnungswechselvorbeanspruchung, kommt man zu dem Schluß, daß bei Einbeziehung einer Streubandbreite wesentliche Zeitstandlebensdauerbeeinflussungen bei ferritischen Stählen durch Dehnungswechselvorbeanspruchung nicht stattfinden, vorausgesetzt, daß keine Ermüdungsanrisse vorhanden sind.

Dies trifft verstärkt dann zu, wenn die Dehnungswechselvorbeanspruchung bei kleinen Schwingbreiten ( $\epsilon_{at} < 0,15 \%$ ) durchgeführt wird, da in diesen Fällen bei niedriglegierten ferritischen Stählen keine wesentlichen zyklischen Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge stattfinden. Ferner sind Erholungsvorgänge bei niedriger Zeitstandspannung nicht auszuschließen.

Bei der Anwendung der linearen additiven Schadensakkumulation wurde sowohl bei den durchgeführten Versuchen, als auch nach Literaturangaben keine Bestätigung erzielt. Die erhaltenen Lebensdauerabsenkungen sind vermutlich auf die oxidierte Oberfläche infolge Dehnungswechselvorbeanspruchung zurückzuführen. Derartige Versuche liefern bei ferritischen Stählen, bei denen Umgebungseinflüsse stark ausgeprägt sind, zwar Beiträge zum besseren Verständnis der wechselseitigen Akkumulation von Kriechen und Ermüden im Kurzzeitbereich, jedoch keine Hinweise auf die Beeinflussung im Langzeitbereich.

Versuche mit vorausgegangener Glühung zeigen nur dann Einfluß auf das Kriechermüdungsverhalten, wenn sich die Ausscheidungsstruktur ändert. Kurzzeitige Glühungen an dem hinsichtlich seines Ausscheidungsverhaltens stabilen 28 CrMoNiV 49 (vgl. Abschnitt 10.4.) ergeben keine Änderung im Anrißlastspielzahlverhalten, lediglich im Kurzzeitstandversuch ergab sich eine geringe Bruchzeitverkürzung. Versuche am langzeitgeglühten GS-17 CrMoV 5 11 (72000 h/530°C) erbrachten lichtoptisch erkennbare Änderungen der Ausscheidungsstrukturen. Sowohl im Kriechversuch, als auch im Dehnungswechselversuch wurden Lebensdauerabsenkungen registriert.

Mit Hilfe einer Glühung kann zwar u.U. ein Ausscheidungszustand erzeugt werden, der dem nach langzeitiger Betriebsbeanspruchung erwarteten entspricht, jedoch liefern die sich anschließenden Kurzzeitversuche (Kriechen, Kriechermüdung) nur Hinweise auf die mögliche Beeinflussung der Lebensdauer und damit bessere Beurteilungsmöglichkeiten zur Abschätzung der Streubandbreite der jeweiligen Kennlinien im Langzeitbereich. Dies ist zum einen darin begründet, daß bei Vorglühung nur thermisch aktivierte Ausscheidungsvorgänge ablaufen, bei Betriebsbeanspruchungen bzw. Langzeitversuchen diese Zustandsänderung außerdem noch von der Belastung (Dehnung) mitbeeinflußt werden, zum andern darin, daß zyklisches Verhalten (Entfestigung - Verfestigung - plastische Dehnung), das ja letztlich Einfluß auf das Versagen hat, eng mit dem Gefüge- bzw. Ausscheidungszustand zusammenhängt. Nicht zu vergessen ist wiederum der Einfluß der Oxidation, der sich bei Kurzzeitversuchen am geglühten Werkstoff nicht in dem Maße auswirkt wie bei Langzeitversuchen. Aus diesen Gründen können Versuche an vorgeglühtem Werkstoff in der Regel nur als Vergleichswerte bzw. Hinweise für das Verhalten im Langzeitbereich dienen.

Bei Dehnungswechselversuchen mit Haltezeit bzw. Kriechversuchen an kaltverformtem Werkstoff 28 CrMoNiV 49 bzw. 13 CrMo 44 ergab sich eine Erhöhung bzw. Absenkung der Lebensdauer in Kurzzeitversuchen. Beim Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 konnte eine erhöhte Entfestigung beobachtet werden. Bei größeren Versuchszeiten ist zu vermuten, daß die Lebensdauererhöhung nur noch gering ist (13 CrMo 44) bzw. nicht mehr vorhanden ist (28 CrMoNiV 49). Versuche ohne Haltezeit ließen keine Veränderung des Anrißlastspielzahlverhaltens erkennen. Ein Vergleich mit Literaturergebnissen kann nicht vorgenommen werden, da für Versuche mit vorverformten Werkstoffen ähnlicher Zusammensetzung keine Quellen gefunden wurden. Aufgrund der Ergebnisse der vorliegenden Versuche kann geschlossen werden, daß im Bereich der Ermüdungsschädigung bei Dehnungswechselbeanspruchung im Kriechgebiet ( $N_A < 1000$  LW) nicht mit einer Lebensdauerabsenkung durch eine 1 %-Kaltverformung zu rechnen

ist. Die sich im Kurzzeitkriechversuch ergebende Lebensdauerabsenkung wird sich im Langzeitbereich kaum auswirken. Dehnungswechselversuche mit Haltezeit an Froben mit durch Kugelstrahlen verfestigter Oberfläche haben gezeigt, daß auch hier eine Beeinflussung des Kriechermüdungsverhaltens nur im Kurzzeitbereich stattfindet. Der bei Raumtemperatur festgestellte positive Einfluß der Eigenspannungen der verfestigten Zone auf das Dauer-schwingverhalten /90/ ist bei Kriechermüdungsversuchen bei höheren Temperaturen zu vernachlässigen, da hier durch das Aufheizen der Probe auf 530°C Rekristallisations- bzw. Erholungsvorgänge ablaufen, die einer Spannungsarmglühung entsprechen. Größer ist der Einfluß der im Gegensatz zum Ausgangszustand unterschiedlich ablaufenden Oxidationsreaktion /92/ auf das Anrißlastspielzahlverhalten im Kurzzeitbereich. Bei längeren Versuchszeiten (>500 h) reißt diese besondere Oxidationsschicht auf, so daß ein "normales Wachstum" ausgehend von der nun unbeeinflussten Oberfläche einsetzt. Mit einer weiteren Lebensdaueranhebung ist also im Langzeitbereich nicht zu rechnen. Aufgrund des plötzlichen Abplatzens der "verfestigten" Oxidationsschicht - im Gegensatz zum kontinuierlichen Wachsen und Aufreißen beim Normalzustand - kann u.U. sogar eine Lebensdauerherabsetzung erfolgen. Bei längerer Versuchszeit wird durch die Oxidation die lebensdauerverbessernde Wirkung der Oberfläche ohnehin aufgehoben, so daß eine Änderung des Langzeitverhaltens nicht zu erwarten ist. Einen nachhaltigen Einfluß - auch auf das "Langzeitverhalten" - übt die Änderung des Gefügezustandes bzw. die Wärmebehandlung aus. Es wurde anhand von Dehnungswechselversuchen nachgewiesen, daß der Werkstoff 28 CrMoNiV 49 im ferritisch/perlitisch/bainitischen Zustand im untersuchten Lastwechselbereich (rd. 3000 LW) ein besseres Ermüdungsverhalten bzw. Kriechermüdungsverhalten aufweist als im vollbainitischen Zustand.

## 8. Untersuchungen von Schweißverbindungen

### 8.1. Literaturübersicht

Der Einfluß einer Schweißnaht auf das Dauerschwingverhalten bzw. Kriechermüdungsverhalten ist Gegenstand zahlreicher Untersuchungen /7, 10, 93 bis 109/. Die bevorzugten Probenformen waren hierbei Querproben, bei denen alle Querschnitte mit gleicher Spannung beansprucht wurden.

Untersuchungen an dünnen Blechen mit einlagigen Stoßverbindungen wurden vor allem in /99 bis 102/ durchgeführt.

Teilweise wurden auch nur vergleichende Untersuchungen zwischen Grundwerkstoff und Schweißgut vorgenommen.

Je nach Werkstoffpaarung treten hierbei mehr oder weniger große Verminderungen der Anrißlastspielzahlen im Vergleich zum reinen Grundwerkstoff auf. Die Anrißstelle hängt von den zyklischen Eigenschaften der beanspruchten Zonen (Grundwerkstoff, Schweißgut, Wärmeeinflußzone) und damit auch von den aufgetragenen Dehnungsschwingbreiten ab.

### 8.2. Versuchsergebnisse

Es wurden die Schweißverbindungen X 20 CrMoV 12 1 mit GS-17 CrMoV 5 11, Schweißgut 1 % CrMoV<sup>1)</sup>, sowie GS-17 CrMoV 5 11 mit GS-17 CrMoV 5 11, Schweißgut ebenfalls 1 % CrMoV<sup>2)</sup>, untersucht. Für die Versuche wurden sowohl Längsproben, bei denen im gleichen Querschnitt Schweißgut, WEZ und Grundwerkstoff enthalten sind und wo gemäß den unterschiedlichen Fließcharakteristiken unterschiedliche Spannungen bei gleicher Dehnung entstehen, als auch Querproben mit Variation der Schweißgut-Grundwerkstoff-Verteilung innerhalb der Meßlänge, verwendet. Die Probenlage ist aus Bild 3.14 bzw. 3.15 zu entnehmen. Die Ergebnisse der Dehnungswechselversuche gehen aus Tafel 8.1 hervor. Die Verläufe des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl sind in den Bildern 8.1 bis 8.7 zusammengestellt. Darstellungen der zyklischen Fließkurven geben die Bilder 8.8 und 8.9 wieder.

Die Aufhärtungsverläufe GW-WEZ-SG beider Schweißverbindungen sind in den Bildern 8.10 und 8.11 dargestellt.

1) OEN 125

2) Hera CrMoV 3



Im Gegensatz zu Längsproben, bei denen im gleichen Querschnitt unterschiedliche Gefüge enthalten sind und demgemäß unterschiedliche Spannungen bei gleicher Dehnung entstehen, haben Querproben örtliche Dehnungskonzentrationen durch ihren unterschiedlichen Aufbau aus Grundwerkstoff, Wärmeeinflußzone und Schweißgut. Entsprechend einem Modell von hintereinandergeschalteten Federn unterschiedlicher Steifigkeiten treten in allen Bereichen gleiche Spannungen, jedoch unterschiedliche Dehnungen auf. Mit Hilfe der bekannten Fließkurven und den Anrißkennlinien von Grundwerkstoff bzw. Schweißgut ist es möglich, entsprechend der räumlichen Verteilung von Schweißgut und Grundwerkstoff im zylindrischen Bereich der Probe eine Lebensdauervorausberechnung zu machen. Die hierzu verwendeten - auf die jeweilige Meßlänge umgerechneten - Fließkurven beider Schweißverbindungen sind in Bild 8.12 für die GS-17/GS-17 Schweißverbindung bzw. in Bild 8.13 für die Schweißverbindung X 20/GS-17 dargestellt.

Der Gang der Berechnung der Dehnungskonzentration soll am Beispiel einer Querprobe mit 2/3 GS-17 CrMoV 5 11 (Grundwerkstoff GW) und 1/3 Hera CrMoV 3 (Schweißgut SG) aufgezeigt werden. In Bild 8.12 sind die auf 2/3 Meßlänge ( $L_0 = 24,8 \text{ mm}$ ) bzw. 1/3 Meßlänge ( $L_0 = 11,7 \text{ mm}$ ) bezogenen Fließkurven als Spannungs-Verlängerungsdiagramme dargestellt. Die über die Meßschneiden aufgebrachte Dehnungsamplitude von  $\epsilon_{at} = 0,25 \%$  entspricht einer Verlängerung der Gesamtmeßstrecke von  $\Delta L = \epsilon_{at} \cdot L_0 = 0,25 \cdot 36,5 \cdot 10^{-2} = 0,092 \text{ mm}$ . Entsprechend der Bedingung, daß die Summe der Verlängerungen im Schweißgut und Grundwerkstoff gleich der Integral über die Gesamtlänge gemessenen sein muß, läßt sich aus Abbildung 8.12 für das Schweißgut ein  $\Delta L_{SG} = 0,019 \text{ mm}$ , für den Grundwerkstoff ein

$\Delta L_{GW} = 0,073 \text{ mm}$  ermitteln. Damit ergibt sich für das Schweißgut eine Dehnungsschwingbreite von  $2 \epsilon_{at} = 0,32 \%$ , für den Grundwerkstoff von  $2 \epsilon_{at} = 0,58 \%$ . Die verwendeten Meßlängen wurden mit Hilfe eines Rechenprogramms als Äquivalenzmeßlängen bestimmt, d.h. die Radiusübergänge wurden auf zylindrische Meßlängen umgerechnet. Mit den derart vorausberechneten Dehnungs-

schwingbreiten kann man anhand der Anrißkennlinien für Grundwerkstoff bzw. Schweißgut die voraussichtliche Lastspielzahl bis zum Anriß bestimmen.

Voraussetzungen für derartige Vorausberechnungen sind:

- die WEZ ist in den Betrachtungen nicht eingeschlossen
- die wirkliche Verteilung von SG und GW innerhalb der Probenmeßlänge muß mit der angenommenen übereinstimmen
- im Bereich sehr kleiner Dehnungsschwingamplituden müssen zuverlässige Messungen des E-Moduls vorhanden sein.

Für diese Vorausberechnungen wurden die statischen Fließkurven verwendet, da man davon ausgehen kann, daß sich bereits beim ersten Anfahren die jeweiligen Dehnungskonzentrationen einstellen. Dies bringt eine weitere Fehlerquelle mit sich, die besonders bei Werkstoffen mit unterschiedlichem zyklischen Verhalten zum Ausdruck kommt. Durch in den jeweiligen Zonen unterschiedliche Ver- und Entfestigungsvorgänge können sich die Anteile an der Gesamtverlängerung im Laufe der Beanspruchung verlagern.

In Bild 8.14 sind die Anrißkennlinien für die Schweißverbindung GS-17/GS-17 aufgetragen. Die durchgezogenen Kurven stellen die Kennlinien für Schweißgut bzw. Grundwerkstoff dar. Die gestrichelten Verläufe sind Vorausberechnungen für die aufgebrachte (integrale) Dehnungsschwingbreite über der vorausberechneten Anrißlastspielzahl von Mischproben. Die schwarz angelegten Versuchspunkte stimmen damit gut überein. Mit kleiner werdender Dehnungsschwingbreite, d.h. im Bereich kleiner plastischer Beanspruchung, nähert sich die vorausberechnete Kurve für  $\frac{2}{3}$  GW,  $\frac{1}{3}$  SG der Anrißkennlinie des Grundwerkstoffs GS-17 CrMoV 5 11. Bei  $\frac{1}{3}$  GW,  $\frac{2}{3}$  SG erfolgt eine Annäherung an die Anrißkennlinie des Schweißgutes. Der Grund dafür ist im geringeren Elastizitätsmodul des Schweißgutes zu suchen, das bei dieser Belastung daher eine

größere Dehnung aufnimmt. Das Versagen durch Anrißbildung tritt vornehmlich - aufgrund der größeren aufgenommenen Dehnung - im GS-17 CrMoV 5 11 auf. Bei sehr hohen Anrißlastspielzahlen ist jedoch auch mit Anrißbildung im Schweißgut zu rechnen, unter der Voraussetzung, daß nur elastische Dehnungen auftreten, der E-Modul des Schweißgutes geringer und die Meßlänge des Schweißgutes größer ist. Die gute Übereinstimmung geht auch aus Bild 8.15 hervor. Hier wurde die vorausberechnete Dehnungsschwingbreite über der im Versuch ermittelten Anrißlastspielzahl aufgetragen. Es ergibt sich ein Streuband um die Kennlinie für GS-17 CrMoV 5 11. Bei allen Versuchen trat die Anrißbildung im Grundwerkstoff außerhalb der Wärmeeinflußzone ein, Beispiel Bild 8.16. In Ergänzung zu den durchgeführten Versuchen mit Querproben wurden noch stichprobenhaft Längsproben, bei denen im Querschnitt ungefähr gleich große Anteile von Schweißgut und Grundwerkstoff vorhanden waren, durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Ergänzungsversuche sind ebenfalls in Bild 8.15 dargestellt. Wie bereits in /10/ festgestellt, unterscheiden sich derartige Längsproben nicht von Proben des reinen Grundwerkstoffes, was auf die geringen Unterschiede in den Anrißkennlinien von Grundwerkstoff und Schweißgut zurückzuführen ist. Da sowohl in /10/ als auch in der vorliegenden Arbeit für den Grundwerkstoff 417 f die gleiche Anrißkennlinie verwendet wurde, kann man feststellen, daß beide Schweißverbindungen ein ähnliches Kriechermüdungsverhalten haben, obwohl sie sich in der Wärmebehandlung unterscheiden. Im Gegensatz zu der hier untersuchten Verbindung wurde die Naht in /10/ bei  $730^{\circ}\text{C}$  anstelle von  $650^{\circ}\text{C}$  spannungsarmgeglüht. Allerdings wurde in /10/ bei den Längsproben keine anfängliche Verfestigung bei hohen Dehnungsschwingbreiten festgestellt; der Spannungsausschlag, aufgetragen über der bezogenen Wechselzahl  $n/N_A$  nimmt ab, Bild 8.2. Lediglich in der zyklischen Fließkurve liegen die Werte der Längsproben über den statischen Fließkurven des Schweißgutes bzw. Grundwerkstoffes, Bild 8.8.

Bei der metallografischen Untersuchung der Längsproben wurde mittels Tangentialschliffen festgestellt, daß die Anrisse sich ausgehend vom Grundwerkstoff in die schweißgutseitige Hälfte ausgebreitet haben. Mit Hilfe dieser Schlifftechnik konnte auch beobachtet werden, daß aufgefundene Lunker bzw. Bindefehler mit rd. 0,15 mm Größe keine Rißausgangsstellen bildeten, die die Lebensdauer beeinflussten, Bild 8.17.

Im Gegensatz zu der bereits erwähnten Schweißverbindung wurde zusätzlich noch eine nicht artgleiche Verbindung aus X 20 CrMoV 12 1 mit GS-17 CrMoV 5 11, Schweißgut 1 % CrMoV untersucht. Dabei wurden ausschließlich Längs- und Querproben der X 20-Seite geprüft.

Entsprechend den Verläufen der Spannungsausschläge über der bezogenen Wechselzahl wurde bei allen Proben Entfestigung beobachtet. Ausnahmen können kleine Dehnungsschwingbreiten bei Schweißgutproben bzw. Querschweißproben mit überwiegendem Anteil von Schweißgut mit neutralem bzw. leicht verfestigendem Verhalten sein,  $\epsilon_{at} = 0,14 \%$  bzw.  $0,175 \%$ , Bild 8.7b. Diese Feststellungen spiegeln sich auch in den zyklischen Fließkurven wieder, Bild 8.9.

Im Gegensatz zur artgleichen GS-17/GS-17-Verbindung konnte keine Übereinstimmung der Versuchsergebnisse mit den vorausberechneten Werten gefunden werden, Bild 8.18. Die experimentell ermittelten Anrißlastspielzahlen liegen alle unter den vorherberechneten. In keinem Fall trat der Hauptanriß an der nach der errechneten Dehnungskonzentration vermuteten Stelle ein. Bei allen Querproben waren die Hauptanrisse ausschließlich auf die Wärmeeinflußzone konzentriert. Nach Vorausberechnung, vgl. Tafel 8.1, sollte die Anrißbildung bei  $1/3$  X 20,  $2/3$  SG bei größeren Dehnungsamplituden ( $\epsilon_{at} > 0,45 \%$ ) im Grundwerkstoff X 20, bei kleineren Dehnungsschwingbreiten im Schweißgut erfolgen. Bei der metallografischen Untersuchung entsprechender Proben ergab sich der in Bild 8.19 und 8.20 folgender Befund. In beiden Fällen setzt die Anrißbildung, die

zum Versagen durch Bruch führt, in der Entmischungszone des Schweißgutes ein. Diese Zone weist sich infolge ferritischer Gefügebestandteile durch niedrige Härtewerte aus. Dennoch kann beginnende Anrißbildung sowohl im X 20, Bild 8.19 b, als auch im Schweißgut, Bild 8.20 d, beobachtet werden. Insofern wird die Vorherberechnung bestätigt. Es ist zu vermuten, daß bei kleinen Dehnungsschwingbreiten der Einfluß der WEZ nicht mehr so stark vorhanden sein wird, da in diesem Fall der Anteil der plastischen Dehnung nur noch gering ist und für die Anrißbildung die Aufnahme der elastischen Dehnungsanteile maßgebend wird. Bei der Untersuchung dieser Verbindung wurde weiterhin festgestellt, daß zwischen Längs- und Querrichtung im Schweißgut Unterschiede im Anrißlastspielverhalten auftreten. Schweißgutproben in Längsrichtung weisen höhere Anrißlastspielzahlen bei gleicher Dehnungsschwingbreite auf. Längsproben aus der WEZ mit gleichen Anteilen von Schweißgut und Grundwerkstoff X 20 im Querschnitt liegen zwischen den Kennlinien des Schweißgutes und des Grundwerkstoffes X 20. Anrisse treten hierbei sowohl im Grundwerkstoff X 20 als auch im Schweißgut auf. Aufgrund der Größe der Risse ist zu vermuten, daß diese zuerst im Schweißgut entstehen und in den benachbarten Grundwerkstoff laufen, Bild 8.21. Die längere Laufzeit gegenüber der reinen Schweißgutprobe dürfte auf die Stützwirkung des Grundwerkstoffes beim Relaxieren zurückzuführen sein.

### 8.3. Diskussion der Ergebnisse

Anhand der Ergebnisse beider Schweißverbindungen lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

- Querproben mit unterschiedlichen Anteilen von Schweißgut, WEZ und Grundwerkstoff weisen im Kurzzeitbereich eine niedrigere Anrißlastspielzahl bei gleicher Dehnungsamplitude auf als Vergleichsproben aus Schweißgut bzw. Grundwerkstoff. Dies ist in erster Linie einer Dehnungskonzentration im "verformungsfähigsten" Teil der Meßlänge zuzuschreiben. Die Lebensdauerabsenkung ist ferner von der räumlichen Verteilung des Grundwerkstoffes bzw. Schweißgutes innerhalb der Meßlänge abhängig.

- Längsproben mit gleicher Verteilung von Schweißgut und Grundwerkstoff mit dazwischenliegender WEZ im Querschnitt ergeben keine Lebensdauerabsenkung, wenn Schweißgut und Grundwerkstoff annähernd gleiche Anrißkennlinien aufweisen. Dies war bei der artgleichen Schweißverbindung GS-17/GS-17 der Fall. Bei der nicht artgleichen Verbindung X20/GS-17 liegen die Werte der Längsproben deutlich unterhalb der Kennlinie für X20 aber oberhalb derjenigen des Schweißgutes.
- Vorausberechnungen von Quernähten auf der Basis der Ermittlung von Dehnungskonzentration anhand der Fließkurven von Schweißgut und Grundwerkstoff sind nur dann zutreffend, wenn die WEZ vernachlässigt werden kann bzw. berücksichtigt wird. Das bedeutet, daß weiche Gefügebestandteile, wie sie in der Entmischungszone der nicht artgleichen Verbindung X20/GS-17 auftreten, Schwachstellen für die Anrißbildung bei Querproben darstellen. Bei sehr kleinen (elastischen) Dehnungsschwingbreiten wird dieser Einfluß geringer.

Bei der Erfassung des Einflusses von Schweißnähten ist also daher, sofern dies nicht durch ein Experiment direkt überprüft werden kann, unter Berücksichtigung der vorliegenden Versuchsergebnisse bei Längsbeanspruchung diejenige Anrißkennlinie vom Grundwerkstoff bzw. Schweißgut zugrunde zu legen, die das ungünstigere Verhalten aufweist. Im Kurzzeitbereich bis zu 2000 LW ist bei Quernähten der Ausbildung der WEZ als evtl. lebensdauerreduzierendem Faktor besondere Bedeutung zuzumessen, indem die Dehnungskonzentration beachtet wird.



### 9. Einfluß der mehrstufigen Beanspruchung

Bei der Betriebsbeanspruchung z.B. von Turbinenwellen treten je nach Fahrweise Wechselverformungen unterschiedlicher Größe an gefährdeten Stellen, wie z.B. an Radiusübergängen, auf. Anhand von zweistufigen Dehnungswechselversuchen mit betriebsnahen Dehnungsamplituden soll der Einfluß der Reihenfolge von Spitzenbeanspruchung (große Dehnungsamplituden mit geringen Haltezeiten) und Grundbeanspruchung (kleine Dehnungsamplituden), sowie der zeitlichen Verteilung von Spitzen- und Grundbeanspruchung, auf die Lebensdauer untersucht werden. Ferner soll die Anwendbarkeit einer linearen Schadensakkumulationsregel überprüft werden.

Die Versuche wurden größtenteils im vorhergehenden Forschungsprogramm begonnen /110/. In Tafel 9.1 sind die Versuchsbedingungen aufgelistet. In Block I weisen Spitzenbeanspruchung S und Grundbeanspruchung G gleiche Haltezeiten auf. Innerhalb dieses Blockes wurde die Ereignisfolge systematisch vertauscht, so daß der Einfluß der Anfahrbedingung untersucht werden konnte. In Block II unterscheiden sich Spitzen- und Grundbeanspruchung nur durch den zeitlichen Anteil. Block III hatte zum einen eine Variation der Haltezeiten bzw. der Anteile der Wechselzahl von Grund- und Spitzenbelastung zum Ziel, zum anderen wurde stichprobenhaft der Einfluß erhöhter Spitzenbeanspruchung in Form einer größeren Dehnungsamplitude untersucht. In Tafel 9.2 sind die Ergebnisse einer Auswertung nach der linearen Schadensakkumulation zusammengestellt. Die Schädigung berechnet sich aus den Anteilen von Grund- und Spitzenbeanspruchung:

$$F_{DW} = S_{sch} + G_{sch} = \frac{n_{\epsilon g}}{N_{A \epsilon g}} + \frac{n_{\epsilon s}}{N_{A \epsilon s}}$$

wobei  $n_{\epsilon g}$  bzw.  $n_{\epsilon s}$  die im Versuch bis zum Anriß für Grund- bzw. Spitzenbeanspruchung erzielten Lastspiele sind.  $N_{A \epsilon g}$  bzw.  $N_{A \epsilon s}$  sind die Anrißlastspielzahlen für einstufige Versuche bei der jeweiligen Dehnungsschwingbreite für Grund- bzw. Spitzenbeanspruchung. Wie aus Bild 9.1 hervorgeht, liegt der Schädigungs-

faktor bei 1, wobei  $F_{DW} = 0,829$  den kleinsten bzw.  $F_{DW} = 1,137$  den größten Wert darstellt. Versuche, die mit der Grundbelastung angefahren wurden, liegen mit einer Ausnahme, bei der allerdings eine längere Glühung bei der Last Null stattfand, unter  $F_{DW} = 1$ . Anfahren mit Spitzenbelastung erbringt mehrheitlich Schädigungskoeffizienten  $F_{DW} > 1$ . Ausnahmen bilden zwei Versuche, bei denen jedoch jeweils die erste Belastung im Druck erfolgte. Aus Bild 9.2 bzw. 9.3, in denen das Verhältnis der Schädigungsanteile  $G_{sch}$  (Grundbeanspruchung) zu  $S_{sch}$  (Spitzenbeanspruchung) über dem Verhältnis der zeitlichen Ereignisanteile bzw. dem Verhältnis der Dehnungswechsel eines Tagesablaufs von Grund- zu Spitzenbeanspruchung aufgetragen wurde, geht hervor, daß zwischen dem Verhältnis der Dehnungswechsel und den Schädigungsanteilen ein Zusammenhang besteht, Bild 9.2, während die Variation der Zeitanteile keinen erkennbaren Einfluß ausübt, Bild 9.3.

Zusammenfassend kann man aus den durchgeführten Versuchen folgende Schlüsse ziehen:

Durch hintereinandergeschaltete Blöcke mit unterschiedlichen Dehnungsschwingungsbreiten und Haltezeiten wird im Vergleich zum einstufigen Dehnungswechselversuch die Lebensdauer bis zum Anriß um bis zu rd.  $\pm 18\%$  beeinflusst. Eine Erhöhung wird dann festgestellt, wenn mit einer größeren Dehnungsamplitude angefahren wird. Lebensdauererniedrigungen treten auf, wenn mit einem Block niedriger Beanspruchung angefahren wird bzw. die erste Haltephase im Druck erfolgt. Anhand der Abhängigkeit der Schädigung von dem Verhältnis der Dehnungswechsel Grund- zu Spitzenbeanspruchung kann vermutet werden, daß die Ermüdung der vorherrschende Schädigungsmechanismus ist.

Die Gültigkeit einer linearen Schadensakkumulation basierend auf einstufigen Versuchen wird dadurch eingeschränkt, daß eine gewisse Beeinflussung der unterschiedlichen Belastungsniveaus im Zweistufenversuch hinsichtlich der Lebensdauer vorliegt.

Ferner steht zu vermuten, daß bei ausgeprägten unterschiedlichen Anrißbildungsmechanismen (vorwiegende Ermüdung im Spitzenlastbereich bzw. Kriechen im Grundlastbereich) die Anwendung weiter eingeschränkt wird bzw. zu ungenau ist.

## 10. Metallografische Untersuchungen

### 10.1. Untersuchungen der Rißcharaktere

Allgemein wird in der Literatur berichtet, daß bei LCF-Versuchen Kriechschädigung mit der Entstehung von interkristallinen Rissen bzw. Porenbildung verbunden ist, transkristalline Risse auf den Einfluß von Ermüdung hindeuten /u.a. in 111 bis 115/. Daher stellt der metallografische Rißbefund einen wichtigen Hinweis für die Klärung des Schädigungsverlaufs dar.

An Proben der durchgeführten Dehnungswechselversuche bzw. Zeitstandversuchen wurden Längsschliffe angefertigt; unter dem Lichtmikroskop wurde die Art der aufgetretenen Risse untersucht. Fast immer treten neben einem Hauptriß, der das Versagen der Probe verursacht, Nebenanrisse auf. Ausnahmen bilden Versuche ohne Haltezeit; hier wurden nur vereinzelt zusätzlich Nebenanrisse gefunden. Die Anrisse gehen in der Regel von der Oberfläche aus und erstrecken sich senkrecht zur Belastungsrichtung. In den Tafeln, in denen die Ergebnisse der Dehnungswechselversuche zusammengestellt sind, findet sich auch eine Charakterisierung des Rißbefalls bzw. wird die Lage der Anrisse aufgeführt. Es kann festgestellt werden, daß vereinzelt der Hauptriß am Radiusauslauf der Meßschneiden zum zylindrischen Probenstück liegt. Dies tritt verstärkt bei Versuchen ohne Haltezeit sowie bei kleinen Dehnungsschwingbreiten bei Haltezeitversuchen auf.

Bereits in /8/ wurde an ferritisch-perlitischen Stählen wie GS-22 Mo 4, 14 MoV 63 und 13 CrMo 44 nach relativ kurzen Laufzeiten ( $t_{A \max} = 247 \text{ h}$ ) bzw. hohen Dehnungsamplituden ( $\epsilon_{at \min} = 0,53 \%$ ) nach Versuchen mit Haltezeit ( $T = 530^\circ\text{C}$ ) interkristalline Schädigungen festgestellt. Beim feinkörnigen Werkstoff G-X 22 CrMoV 12 1 konnte der Rißverlauf nicht eindeutig charakterisiert werden.

Schwierigkeiten bei der Deutung des Rißverlaufes sind durch die Feinkörnigkeit der Untersuchungswerkstoffe bzw. die Oxidation der Rißflanken bedingt. In der vorliegenden Arbeit wurden bereits in den Abschnitten 4 (Temperatureinfluß), 5 (Haltezeit-

einfluß), 6 (Umgebungseinfluß) und 7 (Vorbehandlungseinfluß) metallografische Befunde vorgestellt.

Zusätzlich wurden noch Schliffe an Langzeitproben, die im vorhergehenden Forschungsprogramm /10/ nicht beendet wurden, durchgeführt. Zum Vergleich wurde eine Zeitstandprobe untersucht /11/.

Die Versuchsdaten der einzelnen Proben sind nachfolgend aufgelistet, Versuchstemperatur 530°C (525°C bei Zeitstandprobe):

Bild 10.1:  $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 90 \text{ min}$   
 $N_A = 4000 \text{ h}$ ,  $t_A = 12\,000 \text{ h}$   
 $\sigma_a n/N_A = 0,5 = 175 \text{ N/mm}^2$   
28 CrMoNiV 49

Bild 10.2:  $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$   
 $n = 20\,889$ ,  $t = 13\,926 \text{ h}$   
 $\sigma_a n/N_A = 0,5 = 175 \text{ N/mm}^2$   
28 CrMoNi V 49

Bild 10.3:  $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$   
 $N_A = 9500$ ,  $t_A = 6333 \text{ h}$   
 $\sigma_a n/N_A = 0,5 = 122 \text{ N/mm}^2$   
13 CrMo 44

Bild 10.4:  $\sigma = 246 \text{ N/mm}^2$ ,  $t_B = 6979 \text{ h}$   
28 CrMo NiV 49

In Bild 10.1 wurde der Hauptriß im REM untersucht. Hinweise auf interkristalline Schädigung bzw. Porenbildungen sind nur gering vorhanden. Im Ausschnitt B ist eine Rißspitze abgebildet. Der stumpfe Charakter läßt die Vermutung zu, daß relativ starke plastische Verformungen vor der Rißspitze stattfinden. Eine Zuordnung zur Kornmatrix ist nicht eindeutig vorzunehmen. Am unteren Bildrand vor der Spitze ist Porenbildung zu beobachten. Ausschnitt C zeigt eine Verzweigung mit interkristallinem Charakter. Ausschnitt D wiederum läßt eindeutiges transkristallines Wachstum erkennen. Eine Gefügelockerung in unmittelbarer Rißnähe

Ist im Teilbild E wiedergegeben. Im Bild 10.2 ist der metallografische Befund einer Probe bei  $n = 20\ 889$ , die nach einem Stromausfall ohne makroskopisch erkennbare Anrißbildung ausgebaut wurde, dargestellt. Rißbildungen wurden nicht beobachtet. Deutlich erkennbar ist eine Entkohlung der Oberfläche. Vereinzelt werden besonders stark ausgebildete Korngrenzen an der Probenoberfläche gefunden. In den unteren Teilbildern ist das Gefüge im Innern der Probe abgebildet. Im Vergleich zum Ausgangszustand, vgl. Bild 3.2, sind gewisse Gefügestrukturänderungen erkennbar. Nach den Gefügebildern zu schließen, fand eine verstärkte Ausscheidung bzw. Koagulation von Karbiden statt. Der Anteil von freiem Ferrit ist größer.

Bild 10.3 zeigt den Rißverlauf an einer Probe aus dem Blech 13 CrMo 44. Aufgrund der starken Oxidation ist eine Aussage über inter- bzw. transkristalline Erstreckung des Risses schwierig. Dennoch ist ein teilweiser interkristalliner Charakter im Bild D erkennbar. Die Ausschnitte A bis C zeigen eine teilweise geöffnete Korngrenze.

Eine Untersuchung an einer Zeitstandprobe sollte den direkten Vergleich der Schädigungen ermöglichen. Es ist jedoch infolge der starken Einschnürung nicht möglich, das Bruchbild hierzu heranzuziehen. Man ist daher auf mögliche Schädigungen außerhalb dieser Verformungszone angewiesen. Aus dem Teilbild A, Bild 10.4, ist zu schließen, daß außer der Bildung von Gefügelockerungen, wie sie im Teilbild B im Innern der Probe zu sehen sind, auch eine Art "Anrißbildung" von außen vorhanden ist. Diese Rißbildungen an der Oberfläche sind mit Oxidationsprodukten gefüllt und scheinen interkristallinen Charakter zu haben.

Im Vergleich zu Bild 5.7 wurden in den Untersuchungen von langfristig beanspruchten Proben aufgrund der Rißverläufe nur wenige Hinweise auf eine besonders starke Schädigung durch Kriechen aufgefunden. Zwar wurden vereinzelt interkristalline Rißanteile beobachtet, aber dennoch scheint der transkristalline Verlauf

vorherrschend zu sein. Die metallografischen Befunde der Schutzgasversuche stehen hierzu nicht in Widerspruch, Bild 6.37. Allerdings muß der Umstand in Betracht gezogen werden, daß bei Dehnungswechselversuchen mit Haltezeiten stets ein Wechsel zwischen einer Zug- bzw. Druckkriechphase erfolgt, der das Rißwachstum beeinflußt. Vergleicht man die Oberflächenanrißbildung in Bild 10.4a der Zeitstandprobe mit derjenigen in Bild 6.37 eines Schutzgasversuches, so stellt man eine deutliche Übereinstimmung fest. Es liegt der Schluß nahe, daß die Oberflächenschädigung durch Kriechen und nicht durch Oxidation hervorgerufen wurde. Bei Dehnungswechselversuchen kann diese "Anrißkerbe" als Ausgangsstelle eines vornehmlich durch Ermüdung beeinflussten Rißwachstums dienen, das durch gelegentliche interkristalline Kriechanteile während einer Haltephase unterbrochen wird. Auf die Rißentstehung bei Dehnungswechselbeanspruchung wird in Kapitel 13 nochmals eingegangen.

#### 10.2. Nachweis von Kriechschädigung durch Dehnungswechselbeanspruchung

Ausgehend von der Vorstellung, daß Kriechschädigung sich in erster Linie an Korngrenzen konzentriert, wurde mittels Bruchflächenuntersuchungen versucht, derartige Schädigungsstellen zu finden.

Zunächst wurden Kurzzeitstandversuche bei der Belastung

$\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$  durchgeführt, die nach bestimmten Versuchszeiten ( $t = 49,5 \text{ h}, 150 \text{ h}, 304 \text{ h}, 500 \text{ h}, 599 \text{ h}$ ) ausgebaut wurden. Die erwartete Bruchzeit bei dieser Belastung liegt bei 610 h. Die Proben wurden anschließend mit einer Umlaufkerbe mit dem Kerbfaktor  $\alpha_K = 3,5$  versehen und bei Raumtemperatur im Zugversuch geprüft. Die ermittelte Kerbzugfestigkeit wurde in Abhängigkeit von der im Zeitstandversuch erzwungenen bleibenden Dehnung, Bild 10.5, der Zeitstandbelastungszeit, Bild 10.6, und der nach dem Zeitstandversuch auf der zylindrischen Meßlänge ermittelten Härte HV 10, Bild 10.7, aufgetragen. In allen Bildern läßt sich ein Zusammenhang mit der Zeitstandbelastung nachvollziehen.



Die Bruchflächen wurden im REM untersucht. Es ergaben sich die in Bild 10.8 beispielhaft dargestellten Bruchstrukturen. Neben Spaltbrüchen mit Verformungsanteilen wurden interkristalline Bereiche gefunden. Eine Flächenauswertung anhand eines vorgegebenen Bildausschnittes erbrachte den in Bild 10.9 dargestellten Zusammenhang. Mit Schädigungsanteil  $\Delta A$  wurde der Flächenanteil der interkristallinen Trennungen bezeichnet. Es ist sichtbar, daß mit zunehmender bleibender Dehnung des Zeitstandversuchs bzw. mit zunehmender Belastungszeit die Zahl der interkristallinen Trennungen steigt. In begleitenden Untersuchungen wurde festgestellt, daß das Ausgangsmaterial nur vereinzelt derartige Trennungen aufweist. Nach Glühungen konnten bereits mehr derartige Fehlstellen beobachtet werden, wobei jedoch der Anteil an der Gesamtfläche nicht größer als 2 % geschätzt wurde.

In Anlehnung an /117/ wurde die auf die Gesamtfläche bezogene interkristalline Schädigung in Abhängigkeit zur bezogenen Lebensdauer  $t_V/t_B \cdot 100$  gesetzt, Bild 10.10. Es ergibt sich die eingezeichnete Abhängigkeit. Dies kann in direkten Zusammenhang mit Dichtemessungen bzw. Porenzahlmessungen an einem zeitstandgeschädigten 13 CrMo 44 in /117/ gebracht werden. Hier ergeben sich ähnliche Zusammenhänge. Demnach sind die gefundenen, im Gewaltbruch freigelegten interkristallinen Trennungen der Porenbildung durch Zeitbeanspruchung etwa proportional. Einschränkend muß an dieser Stelle jedoch gesagt werden, daß die Bestimmung der Schädigungsanteile nur qualitativ zu Vergleichszwecken zu betrachten sind.

Ähnliche Erscheinungen wurden in den Bruchflächen von Kerbschlagbiegeproben aus betriebsbeanspruchtem CrMoV-Stahl gefunden /81/, bzw. in Bruchflächen von nachträglich bei RT aufgebrochenen, gerissenen Zeitstandproben /118/.

Es wurden systematisch Proben aus Dehnungswechselversuchen mit und ohne Haltezeiten untersucht. Die Bruchflächen wurden hierzu unter schlagartiger Beanspruchung im flüssigen Stickstoff erzeugt.

Für die Auswertung des Flächenanteils des Schädigungsanteils  $\Delta A$  der interkristallinen Flächen wurden Bildstreifen bei 1000 bzw. 2000-facher Vergrößerung an äquivalenten Stellen fotografiert. Ein Beispiel einer interkristallinen Schädigung ist in Bild 10.11 dargestellt. Die Ergebnisse der Auswertungen sind in Bild 10.12 zusammengestellt. Es ist eine deutliche Tendenz erkennbar, daß bei Haltezeiten bzw. kleineren Dehnungsamplituden der Flächenanteil der interkristallinen Trennungen größer wird.

Vergleichsweise wurden gebrochene Zeitstandproben in gleicher Weise untersucht. Auch hier ergeben sich Zusammenhänge mit der aufgebrachten Zeitstandspannung, Bild 10.13 bzw. der Versuchszeit, Bild 10.14. Der mit zunehmender Zeit größer werdende Schädigungsanteil ist auf den zeitabhängigen Kriecheinfluß zurückzuführen. Mittels einer Auger-Untersuchung wurde festgestellt, daß im Vergleich zu benachbarten Spaltbruchflächen, interkristalline Flächen eine deutliche Schwefelanreicherung aufweisen.

Anhand der vorgestellten Untersuchungsmethoden konnte nachgewiesen werden, daß bei Dehnungswechselversuchen mit Haltezeit Kriechschädigung in Form von geschwächten Korngrenzen vorhanden ist.

Diese Schädigung kann lichtoptisch nicht nachgewiesen werden. Da jedoch, wie bereits erwähnt, bei den metallografischen Rißuntersuchungen transkristalliner Rißverlauf dominant war, muß angenommen werden, daß zwar eine Schädigung durch Kriechen vorhanden ist, das die Lebensdauer bestimmende Versagen jedoch wesentlich durch Ermüdung bestimmt wird.

### 10.3. Einfluß geschädigter Korngrenzen auf die Rißentstehung bei statischer Belastung

Ziel der nachfolgenden Untersuchungen war es, zu klären, inwieweit durch Kriechen geschädigte Korngrenzen von langfristig beanspruchten Dehnungswechselproben die Rißeinleitung beim statischen Zugversuch beeinflussen. Zu diesem Zweck wurden Kleinzugproben gemäß Bild 3.12 aus den Proben, die in Bild 10.1

(28 CrMoNiV 4 9, 2  $\epsilon_{at} = 0,2 \%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 90 \text{ min}$ ,  $N_A = 4000 \text{ LW}$ ,  $t_A = 12000 \text{ h}$ ) bzw. Bild 10.3 (13 CrMo 44, 2  $\epsilon_{at} = 0,2 \%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 9500$ ,  $t_A = 6333 \text{ h}$ ) metallografisch dokumentiert sind, entnommen.

Die Probenoberflächen wurden poliert und geätzt. Anschließend wurde die Oberfläche im REM nach geschädigten Korngrenzen abgesucht. Ebenfalls besondere Beachtung fanden Poren, sowie größere nicht-metallische Einschlüsse. Die Proben wurden anschließend bei Raumtemperatur bzw.  $530^\circ\text{C}$  in einer Zugvorrichtung des Rasterelektronenmikroskops bis zum Bruch gezogen. Dabei wurden die zuvor festgelegten obengenannten Stellen ständig beobachtet und mit einer Videokamera aufgezeichnet. Die Versuche ergaben, daß bei einer Probendehnung von rd. 2 % die (geschädigten) Korngrenzen, die senkrecht zur Belastungsrichtung lagen, sich zu öffnen beginnen. Die Kornflächen zeigten zu diesem Zeitpunkt schon ausgeprägte Gleitlinien, vgl. Bild 10.15 und Bild 10.16. Bei weiterer Belastung setzt eine starke Kornverformung ein, so daß nur noch Korngrenzentrennungen, die senkrecht zur Belastungsrichtung liegen, offen bleiben bzw. sich weiter öffnen. Der Riß selbst erfolgt durch duktile, transkristalline Trennung der Körner unter Ausbildung von Wabenbrüchen. Bereits geöffnete interkristalline Teiltrennungen werden nur dann in den Rißverlauf mit einbezogen, wenn sie sich direkt vor der Rißspitze befinden, Bild 10.17 bis 10.22.

In Anbetracht der getroffenen Beobachtungen kann die Aussage getroffen werden, daß, unter den gegebenen Bedingungen, Kriechermüdungsgeschädigter Werkstoff bei statischer, langsam bis zum Bruch ansteigender Belastung sowohl bei RT als auch bei  $530^\circ\text{C}$  aufgrund der Verformungsfähigkeit der die geschwächten Korngrenzen umgebenden Matrix, nicht der Gefahr eines spröden interkristallinen Bruchs ausgesetzt ist. Kriechgeschädigte Korngrenzen beginnen sich erst bei plastischen Dehnungen  $> 2 \%$  deutlich zu öffnen. Im Rahmen dieser Versuche wurde nicht beobachtet, daß Poren bzw. intermetallische Einschlüsse Rißausgangsstellen bei statischer Beanspruchung dargestellt haben.

#### 10.4. Untersuchung des Ausscheidungszustandes

Es wurde beobachtet, daß Werkstoffe, die im normalisierten Zustand vorliegen, wie z.B. H II, 17 Mn4, GS-22 Mo 4, sowie Luftvergüter, wie 13 CrMo 44, 14 Mo 63 zur Verfestigung neigen, während ausgesprochene Vergütungsstähle mit martensitisch-bainitischem Gefüge wie GX-22 CrMoV 12 1, GS-17 CrMoV 5 11 und die Turbinenstähle 30 CrMoV 9 bzw. 28 CrMoNiV 49 zur Entfestigung neigen. Anhand einer zusätzlichen Wärmebehandlung des Schmiedestahls 28 CrMoNiV 49, der dadurch in einen ferritisch-perlitischen Zustand überführt wurde, konnte ebenfalls Verfestigung durch zyklische Beanspruchung festgestellt werden, vgl. Abschnitt 7.2.5. Darüberhinaus wurde an einer ausgebauten Turbinenwelle aus 30 CrMoV 9 beobachtet, daß sich der ferritisch-bainitische Werkstoff nach einer Betriebszeit von 100 000 h bei 450°C in Dehnungswechselversuchen zyklisch verfestigte. Daraus muß der Schluß gezogen werden, daß für das Ver- bzw. Entfestigungsverhalten der Gefüge- bzw. Ausscheidungszustand maßgebend sein muß. Grundsätzlich sollen alle Werkstoffe bei zyklischer Beanspruchung aufgrund der Blockierung bzw. des "Festlaufens" von Versetzungen zur Verfestigung neigen. Diesem Verhalten überlagert sich offenbar bei martensitisch-bainitischen Werkstoffen, d.h. bei Entfestigern, eine durch die während der Verformung eingebrachte Energie und durch die infolge höherer Temperatur eingebrachte Anlaßwirkung, wobei die Temperatur dominant zu sein scheint. Dies wird durch die Erklärung der Wirkung des jeweiligen Ausscheidungszustandes unterstützt. Bei martensitisch-bainitischen Strukturen ist ein hoher Grad von gelösten Fremdatomen vorhanden, so daß im Vergleich zu ferritisch-perlitischen Gefügestandarten, in denen weniger Fremdatome im Gitter gelöst sind, bei Temperatureinwirkung eine verstärkte Anlaßwirkung im Sinne von Ausscheidung von Fremdatomen stattfindet. Diese Ausscheidung bedeutet eine Abnahme von Versetzungshindernissen und damit der Versetzungsdichte. Im nachfolgenden wird über elektronenoptische Untersuchungen am Gefüge des unbeanspruchten, zeitstandbeanspruchten bzw. dehnungswechselbeanspruchten Zustandes des Schmiedestahls 28 CrMoNiV 49 berichtet. Ziel dieser Untersuchungen war es, Vergleiche zwischen Ausgangs- und Beanspruchungsstand sowie zwischen den Beanspruchungsarten zu ziehen, um Hinweise auf die obengenannten Mechanismen zu finden.

Mit Hilfe von Ausziehadrücken wurden im Durchstrahlungsmikroskop die Ausscheidungen nach Größe, Art und Verteilung untersucht.

Die Vorgeschichte der untersuchten Proben ist nachfolgend nochmals zusammengestellt:

Probe A      $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$   
               $t_{HZ} = t_{HD} = 90 \text{ min}$   
               $N_A = 4000 \quad t_A = 12\,000 \text{ h}$   
               $\sigma_{an/N_A} = 0,5 = 175 \text{ N/mm}^2$   
               $T = 530^\circ\text{C}$

Probe B      $2 \epsilon_{at} = 0,3\%$   
               $t_{HZ} = t_{HD} = 0 \text{ min}$   
               $N_A = 18\,000 \quad t_A = 30 \text{ h}$   
               $\sigma_{an/N_A} = 0,5 = 300 \text{ N/mm}^2$   
               $T = 530^\circ\text{C}$

Probe C      $2 \epsilon_{at} = 0,5\%$   
               $t_{HZ} = t_{HD} = 0 \text{ min}$   
               $N_A = 1800 \quad t_A = 5 \text{ h}$   
               $\sigma_{n/N_A=0,5} = 353 \text{ N/mm}^2$   
               $T = 530^\circ\text{C}$

Probe D      $\sigma = 246 \text{ N/mm}^2$   
               $t_B = 6979 \text{ h}$   
               $T = 525^\circ\text{C}$

Wie bereits lichtoptisch erkennbar, vgl. Bild 10.2, weisen die langzeitiger beanspruchten Proben A und D eine vergleichsweise dichtere Ausscheidungsstruktur auf, als B und C, Bild 10.23 und 10.24. Hierbei scheint es sich bevorzugt um eine Koagulation feiner Ausscheidungen in Form der gröberen, im Bild schwarz erscheinenden Fe-Cr-Mischkarbide, weniger um eine Neuausscheidung von kleineren Mo-V- bzw. Mo-V-Fe-Mischkarbiden zu handeln.

Unterschiedliche Karbidstrukturen in den einzelnen Beanspruchungszuständen wurden nicht gefunden.

Teilweise wurden ausscheidungsfreie Säume entlang den ehemaligen Austenitkorgrenzen festgestellt, wobei der Eindruck vorhanden ist, daß diese Erscheinungen bei den Proben A und D nicht so ausgeprägt sind wie bei B und C. Die untersuchten Korgrenzen von B und C weisen einen dickeren ausscheidungsfreien Saum auf als diejenigen von A und D, Bild 10.25 und 10.26, auf. Einschränkung muß jedoch bemerkt werden, daß diese Beobachtungen subjektiv qualitativ getroffen wurden und unterschiedliche Präparationseffekte vernachlässigen. Dennoch würden diese Feststellungen die Vorstellung bestärken, daß bei langzeitiger Beanspruchung sich Vorgänge an den Korgrenzen abspielen, die einen interkristallinen Rißverlauf begünstigen. Insgesamt jedoch erweist sich der Ausscheidungszustand des untersuchten vergüteten Schmiedestahls im untersuchten Versuchszeitraum als stabil.

Anhand der getroffenen Beobachtungen lassen sich im Rahmen dieser Untersuchungen in Bezug auf eine Lebensdauerabschätzung anhand des Ausscheidungszustandes keine eindeutigen Aussagen machen. Kriechermüdete Proben (A) weisen keine unterschiedlichen Strukturen im Vergleich zum Werkstoff, der ausschließlich kriechgeschädigt wurde (D), auf. Die oben erwähnten Unterschiede zu den ermüdeten Proben (B und C) sind vor allem durch die kurze Laufzeit bedingt. Nach Literaturangaben ergibt sich für diesen Stahltyp neben  $V_4C_3$  eine Ausscheidung von  $M_2C$  und  $M_7C_3$  bei Zeitstandbeanspruchung, was die Neigung zur Bildung von Korgrenzenaufreißungen am Übergang von den ferritischen zu den perlitischen Bereichen zu fördern scheint /119/. Eine Übereinstimmung ergibt sich mit den Ergebnissen in /118/ an einem bei  $700^\circ C/300$  h angelassenen Stahl 30 CrMoNiV 5 11. Auch hier wurden nach Zeitstandbeanspruchung keine Gefügestandsänderungen aufgefunden, im Gegensatz zur nur 3 h angelassenen Probe, bei der sich vor allem  $Mo_2C$  ausgeschieden hat.

Offensichtlich liegt bei dem hier untersuchten Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 nach dem zweimaligen Anlassen bei  $750^\circ C/10$  h ein stabiler Ausscheidungszustand vor. Neben einer geringfügigen



Koagulation bereits ausgeschiedener Teilchen, kommt es nur noch zur Ausscheidung feiner Carbide aus dem von carbidbildenden Legierungselementen übersättigten Mischkristall.

In einem normalgeglühten 13 CrMo 44 bzw. 10 CrMo 9 10 laufen nach Literaturangaben /120, 121/ folgende Ausscheidungsvorgänge bei Beanspruchung bei 550°C ab: Im Ferrit scheidet sich  $M_2C$  aus, der Zementit koaguliert und wandelt sich über die Stufe  $M_7C_3$  zu  $M_{23}C_6$  um. Bei längerer Temperatureinwirkung zerfällt das  $M_{23}C_6$  in das stabile  $M_6C$ .

Der Mo-Gehalt spielt eine wesentliche Rolle, höhere Gehalte führen zu einer Zunahme der Dehnung im Zeitstandversuch, da hier durch Mo-gesteuerte "Umlösungsvorgänge" eine Verminderung der feinen und feinsten Karbidteilchen erfolgt, die für die Behinderung von Gleitvorgängen wirksam sind /122/.

Dies läßt zur Erklärung, der in der Einleitung dieses Abschnitts erwähnten Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge bei unterschiedlichen Wärmebehandlungen vermuten, daß weniger das Ausscheidungsverhalten eines Gefüges selbst, als vielmehr der Ausgangszustand für das zyklische Verhalten maßgebend ist. Sowohl Cr-Mo-Legierungen als auch Cr-Mo-Ni-V-Legierungen zeigen ähnliches Ausscheidungsverhalten, wobei natürlich Unterschiede in der Konzentration bestehen, die hier nicht untersucht wurden.

Verfestigungsvorgänge beruhen im wesentlichen auf der Blockierung von Versetzungsbewegungen. Dies kann sowohl durch gegenseitige Behinderung, als auch durch Hindernisse wie feindisperse Ausscheidungen, gelöste Fremdatome (Gitterfehlstellen) und Korngrenzen erfolgen. Bei ferritisch-perlitisch-(bainitischen) Strukturen können in den verformungsfähigen ferritischen Bereichen in den ersten Lastzyklen Verfestigungserscheinungen durch die gegenseitige Behinderung von Versetzungen entstehen. Vergleicht man die Hysteresisschleifen der Werkstoffe 13 CrMo 44, 28 CrMoNiV 49 und den zusätzlichen wärmebehandelten 28 CrMoNi V 49, stellt man fest, daß beim ersten und letztgenannten Stahl bei gleichem Spannungsaus Schlag eine größere plastische Verformung erfolgt, als beim vergüteten 28 CrMoNiV 49, Bild 10.27.

Im vergüteten bzw. martensitischen Zustand liegt die Struktur - aufgrund der Wärmebehandlung sind viele festigkeitssteigernde Fremdatome im Gitter zwangsgelöst - bereits im Ausgangszustand als stark der Versetzungsbeweglichkeit entgegengerichtet vor. Dies erklärt die bei gleichem Spannungsausschlag vergleichsweise geringe plastische Verformung. Eine Verfestigung im Sinne eines sich gegenseitigen Blockierens kann daher nur bei der ersten Belastung auftreten. Die Entfestigung während der zyklischen Beanspruchung, die ja bereits bei sehr kurzen Zeiten abläuft, muß einerseits auf thermisch aktivierte Erholungsvorgänge zurückgeführt werden, andererseits auf Vorgängen beruhen, wie sie in dem nach /123/ vorgeschlagenen Modell ablaufen, indem über die spannungsinduzierte Diffusion einer durch Kohlenstoffatome verankerten Versetzung dort im Laufe der Wechselbeanspruchung nach und nach größer werdende, freie Versetzungsabschnitte auch bei Spannungsamplituden unterhalb der Streckgrenze zur Versetzungsquelle aktiviert werden können. Diese Vorgänge müßten bevorzugt in Strukturen erfolgen, die bereits Atome in Zwangslösung halten und daher kurze Diffusionswege aufweisen.

#### 10.5 Härteprüfung

Die bis zum Anriß geprüften Dehnungswechselproben wurden teilweise einer Härteprüfung unterzogen. Hierbei wurden im Bereich der Meßlänge und im nur temperaturbeanspruchten Gewindekopf je drei Härteeindrücke HV 10 ausgemessen.

In /5/ wurde die Beziehung

$$\frac{\sigma_{a n = 1}}{\sigma_{a n = N_A}} = 1,15 \cdot \frac{HV_{Anriß}}{HV_{Ausgang}}$$

aufgestellt.

Nach Bild 10.28 ergibt sich eine gute Übereinstimmung mit der obengenannten Beziehung nach /5/.

Die untersuchten Werkstoffe ordnen sich in ein gemeinsames Streuband ein. Bei niedrigeren Temperaturen nimmt das Streuband einen steileren Verlauf, Bild 10.29.

Erwartungsgemäß keine Unterschiede werden durch Haltezeiten hervorgerufen, vgl. Bild 10.29.

#### 11. Einfluß der Kriechermüdung auf die Zähigkeit im Sinne einer Dehnungsalterung

In Abschnitt 10.3 wurde festgestellt, daß kriechgeschädigte Korngrenzen das mikroskopische Verformungsverhalten nicht beeinträchtigen. Bereits in früheren Untersuchungen /124, 125, 7 bis 9/ wurden mittels Kerbschlagbiegeversuchen bei RT nachgewiesen, daß zyklisch verfestigende Werkstoffe einen Abfall, zyklische entfestigende Werkstoffe einen Anstieg der Kerbschlagzähigkeit aufweisen.

Anhand von  $A_V$ -T-Kurven bzw. Zugversuchen bei RT und 530°C sollten diese Feststellungen überprüft bzw. systematisch untersucht werden /126/. Zu diesem Zweck wurden Proben nach Bild 3.11 mit und ohne Haltezeit in Dehnungswechselversuchen bis zu bestimmten Beanspruchungsgraden  $n/N_A$  geprüft.

Eine Zusammenstellung der verwendeten Werkstoffe bzw. Versuchsbedingungen gibt Tafel 11.1 wieder. Die ISO-V-Kerbschlagbiegeproben nach DIN 50 115 wurden ebenso wie die Zugproben B 8 x 40 DIN 50 125, aus dem Bereich der Meßlänge entnommen.

Das zyklische Verhalten der Werkstoffe ist aus den bereits erwähnten Versuchen bekannt. Die  $A_V$ -T-Kurven sind in Bild 11.1 und Bild 11.2 für den Werkstoff 28 CrMoNiV 49 bzw. Bild 11.3 und Bild 11.4 für das Blech 13 CrMo 44 aufgestellt. Es zeigt sich, daß im vergüteten Zustand des Stahles 28 CrMoNiV 49 sich keine bemerkenswerte Änderungen im Kurvenverlauf nach der vorausgegangenen Dehnungswechselbeanspruchung mit und ohne Haltezeit einstellen. Eine Ausnahme bildet jedoch die Probe mit kleiner Schwingbreite und langer Versuchszeit ( $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $n = 20\ 889$  vgl. auch Abschnitt 10).

Hier ist eine deutliche Anhebung der Kerbschlagzähigkeit im Bereich der Meßlänge festzustellen, während die Probe aus dem nur temperaturbeanspruchten Gewindeteil unveränderte Kerbschlagzähigkeit aufwies. Bei dem durch die zusätzliche Wärmebehandlung in den ferritisch-perlitischen Gefügestand übergeführten, zyklisch verfestigenden Werkstoff 28 CrMoNi V 49 ist eine deutliche Abnahme der Kerbschlagzähigkeit im Übergangsbereich zu beobachten. Dies tritt auch beim Blech 13 CrMo 44 auf, zusätzlich zur Verschiebung des Übergangsbereichs erfolgt noch eine Absenkung der Hochlage. Beim vergüteten Stahl 28 CrMoNiV 49 wurde die  $FATT_{50}$ -Übergangstemperatur mit  $70^{\circ}\text{C}$  ermittelt, mit einer leichten Tendenz zur Verschiebung nach niedrigeren Temperaturen bei Proben, die mit Haltezeiten dehnungswechselvorbeansprucht wurden. Beim zusätzlich wärmebehandelten Werkstoff 28 CrMoNiV 49 liegt  $FATT_{50}$  für den Ausgangszustand bei rd.  $+115^{\circ}\text{C}$ , nach Kriechermüdung bei rd.  $165^{\circ}\text{C}$ . Die entsprechenden Werte für das Blech 13 CrMo 44 ergeben sich bei rd.  $-22^{\circ}\text{C}$  (Ausgangszustand),  $+5^{\circ}\text{C}$  (Vorbeanspruchung ohne Haltezeit),  $+15^{\circ}\text{C}$  (Vorbeanspruchung mit Haltezeit).

Aufgrund der Kerbschlagwerte einer bis zum Anriß gefahrenen Probe aus 13 CrMo 44 ( $2 \epsilon_{at} = 0,24 \%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 5200 \text{ LW}$ ) ist nicht zu erwarten, daß eine weitere Verschiebung der  $A_V$ -T-Kurve bzw. der  $FATT_{50}$ -Übergangstemperaturen zu größeren Werten bei zunehmend betriebsähnlichen Beanspruchungen erfolgt, Bild 11.4. Dies ist wahrscheinlich darin begründet, daß die zyklische Verfestigung bei kleineren Dehnungsschwingbreiten nicht mehr so ausgeprägt vorhanden ist.

Die sich aus den Zugversuchen ergebenden Kennwerte Zugfestigkeit, Streckgrenze, Brucheinschnürung und Bruchdehnung wurden auf den Ausgangszustand bezogen und über der bezogenen Wechselzahl aufgetragen, Bild 11.5 bis 11.8. Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge machen sich am deutlichsten bei den Streckgrenzenwerten bemerkbar, Bild 11.5 Der Einfluß der Prüftemperatur beim Zugversuch ist besonders bei der Zugfestigkeit ausgeprägt. Hier fällt auf, daß der Werkstoff 13 CrMo 44 bei  $530^{\circ}\text{C}$  keine Anhebung der Zugfestigkeit durch vorausgegangene Wechselbeanspruchung zeigt, dieses Verhalten konnte ebenfalls bei den Werten für die Bruchdehnung festgestellt werden. In Bild 11.9 ist das Streckgrenzenverhältnis  $R_p/R_m$  über der bezogenen Wechselzahl  $n/N_A$  aufgetragen. Beim Stahl 13 CrMo 44 nimmt es mit wachsendem  $n/N_A$  zu, während der Werkstoff 28 CrMoNiV 49 ein umgekehrtes Verhalten zeigt.

Bei Bruchflächenuntersuchungen der Kerbschlagbiegeproben konnten die bereits in Abschnitt 10.2 erwähnten interkristallinen Trennungen festgestellt werden. Insbesondere bei der Probe mit  $n = 20\ 889$  Lastwechseln, Werkstoff 28 CrMoNiV 49, wurde eine besonders starke Konzentration festgestellt. Daß dennoch bei dieser Probe eine erhöhte Kerbschlagzähigkeit festgestellt wurde, steht in voller Übereinstimmung mit den Beobachtungen der REM-Zugversuche, Abschnitt 10.3. Es liegt daher der Schluß nahe, daß sich diese Zonen nur bei Kriechbeanspruchungen als Schwachstellen erweisen, sich jedoch bei statischer bzw. schlagartiger Beanspruchung noch zäh verhalten. Die Veränderungen der  $A_V$ -T-Kurve durch Dehnungswechselbeanspruchung sind daher in erster Linie auf ermüdungsbedingte Vorgänge in der Matrix durch Wechselverformung zurückzuführen.

Interessant in diesem Zusammenhang sind die Feststellungen die in /146/ getroffen wurden. Hier wurde beobachtet, daß bei Raumtemperatur erzeugte Bruchflächen mit zunehmender Dauer der vorangegangenen Zeitstandbeanspruchung (1 %-CrMoV-Stahlguß), unabhängig von der erreichten Zeitstandbruchdehnung, einen allmählichen Übergang von Sprödbbruch zum Zähbruch erkennen lassen. Das bedeutet, daß die Verformbarkeit der rißfreien Matrix bei Raumtemperatur zunimmt, während sie bei Zeitstandbeanspruchung abnimmt. Diese Beobachtungen decken sich mit denen dieser Arbeit am zyklisch entfestigenden 28 CrMoNiV 49.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß zyklisch verfestigende Werkstoffe Neigung zur Dehnungsalterung im Sinne einer Verschlechterung der Zähigkeit (Zunahme des  $R_p/R_m$ -Verhältnisses) im Kerbschlagbiegeversuch und Zugversuch zeigen. Zyklisch entfestigende Werkstoffe weisen diese Erscheinungen nicht auf, wobei jedoch zu beachten ist, daß bei diesen Werkstoffen eine Abnahme der Festigkeit infolge Entfestigung auftritt.

## 12. Zusammenhang zwischen plastischer Verformung und Anrißverhalten

In begleitenden Stichprobenversuchen wurden an Proben aus dem Werkstoff 28 CrMoNiV 49 eine Auswertung von Hysteresisschleifenkenngrößen wie der plastischen Dehnungsschwingbreite  $2\epsilon_{ar}$ , dem Proportionalitätspunkt  $\sigma_p$  (= Abknicken aus dem Hookeschen Bereich) auf Zug- und Druckseite, sowie des Flächeninhalts vorgenommen. Dabei erwies sich in Übereinstimmung mit Literaturangaben /127/ das Verhältnis des Spannungsausschlages im Zug zum Spannungsausschlag im Druck als guter Indikator für die Anrißbestimmung. Ebenso empfindlich auf die Anrißbildung reagiert die Hysteresisschleifenfläche, aufgetragen über der Lastspielzahl. Die Abhängigkeit der plastischen Schwingbreite von den Proportionalpunkten ist bei Versuchen ohne Haltezeit durch einen linearen Zusammenhang gegeben. Bei Versuchen mit Haltezeit ist die plastische Schwingbreite von den Proportionalpunkten nahezu unabhängig, hier besteht eine Korrelation zwischen der Relaxationsspannung  $\Delta\sigma_{RZ}$  bzw.  $\Delta\sigma_{RD}$  und der plastischen Dehnungsschwingbreite, vgl. auch Bild 4.10.

Untersuchungen zur Auswertung der Hysteresisschleifen in Bezug auf verrichtete plastische Arbeit wurden in /5, 108, 128/ durchgeführt. In /128/ nimmt die Arbeit (= Summe aller Hysteresisflächen als spannungs- und wegbezogene Größe in  $\text{tonf/in}^3$ ) mit größer werdender Bruchlastspielzahl linear im doppeltlogarithmischen Maßstab zu. Untersucht wurden ver- und entfestigende 1% Mn- bzw. 2,25% Ni-Cr-Mo-Stähle bis 10 000 Wechsel in Versuchen ohne Haltezeit bei RT und 450°C. Die Ergebnisse in /108/ weisen aus, daß mit kleiner werdender plastischer Dehnungsschwingbreite die Arbeit, ausgedrückt in  $\text{kg mm/mm}^3$  zunimmt. Untersucht wurde ein 1% Mn-Stahl bei RT. Die maximale Anrißlastspielzahl betrug 83 Lastwechsel in Versuchen ohne Haltezeit.

Vergleicht man die ermittelten Arbeiten bei ungefähr gleicher Anrißlastspielzahl, so ist eine Abweichung um den Faktor 300 festzustellen.

Bei den nachfolgend aufgeführten Auswertungen der Versuche am Werkstoff 28 CrMoNiV 49 in Schutzgas ist zu erwarten, daß eine



gewisse Streubandbreite der Ergebnisse auftreten kann. Dies ist auf die Streuung der Spannungsausschläge, vgl. Bild 6.24 a, zurückzuführen. In Bild 12.1 sind die in  $N \cdot mm \cdot mm^{-3}$  ausplanimetrierten Flächen der Hysteresisschleifen über der bezogenen Lastspielzahl  $n/N_A$  beispielhaft für den vergüteten (zyklisch entfestigenden) Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 aufgetragen. Der Verlauf spiegelt deutlich die Entfestigungsvorgänge wieder. Bei verfestigenden Werkstoffen ist ein umgekehrtes Verhalten zu beobachten. In Bild 12.2 bzw. 12.3 sind die auf Meßlänge und Querschnitt bezogener Arbeiten pro Versuch über der plastischen bzw. der Gesamtdehnungsschwingbreite aufgetragen. In beiden Fällen ist ein ähnlicher Verlauf festzustellen. Im Bereich größerer Dehnungsamplituden ( $\epsilon_{ar} > 0,04\%$  bzw.  $\epsilon_{at} > 0,2\%$ ) ergibt sich für Versuche ohne Haltezeit ein lineares Verhalten im doppellogarithmischen Maßstab. Bei kleinen Schwingbreiten ist ein überproportionales Ansteigen der Gesamtarbeit pro Versuch festzustellen. Einschränkend ist zu bemerken, daß der Versuchspunkt mit  $\epsilon_{at}=0,14\%$  bzw.  $\epsilon_{ar}=0,01\%$  (ohne Haltezeit) Unsicherheiten von rd.  $\pm 25\%$  in sich birgt, die einesteils auf die beim Ausplanimetrieren möglichen Fehler aufgrund der relativ kleinen Hysteresisschleifen, zum anderen auf Meßwertfehler beim Aufnehmen der Hysteresisschleife selbst zurückzuführen sind. Abweichungen von der idealen Schleifenform werden von einer gewissen Hysterese der Dehnungsaufnehmer bei den Umkehrpunkten bzw. durch Reibungseffekte verursacht, die eine Verzerrung der Schleife in Kraftrichtung bewirken. Die absolute Größe der Dehnungsschwingbreite wird hierdurch nicht beeinträchtigt. Bei Versuchen mit Haltezeit ergibt sich für alle Versuchspunkte ein Streuband, das parallel abgesenkt zu der Geraden der Ermüdungsversuche liegt. Ob auch hier ein ähnliches Ansteigen der Arbeit erfolgt, konnte im Rahmen dieser Versuche nicht festgestellt werden. Die Abhängigkeit der Gesamtarbeit pro Versuch von der Anrißlastspielzahl zeigt Bild 12.4. Hier ist eine lineare Zunahme der aufsummierten Arbeit in Abhängigkeit von der Anrißlastspielzahl festzustellen. Die Punkte für Haltezeitversuche liegen im Streuband wieder unter denen aus den reinen Ermüdungsversuchen ohne Haltezeit. Ein Vergleich mit den bereits erwähnten

Literaturergebnissen zeigt, daß eine grundsätzliche Übereinstimmung besteht. Der Vergleich der ermittelten Arbeiten auf der Basis von  $N \cdot \text{mm} \cdot \text{mm}^{-3}$  weist auf, daß in /128/ bei  $450^\circ\text{C}$ -Versuchen eine um den Faktor 80 größere Arbeit ermittelt wurde. Ferner ist zu bemerken, daß in der vorliegenden Arbeit nur ein verhältnismäßig geringer Anstieg mit größer werdender Anrißlastspielzahl vorliegt ( $N_A = 300/N_A = 10\ 000$ : Zuwachs um rd. 14%), im Gegensatz zu den Ergebnissen in /128/ mit rd. 100%. Keine Vergleiche können für den Bereich der kleinen Dehnungsschwingbreiten bzw. sehr großer Lastspielzahlen getroffen werden, da hier die zu Vergleichszwecken herangezogenen Literaturwerte nur Bruchlastspielzahlen bis rd. 10 000 Wechsel aufweisen. Im Bild 12.5 wurde versucht, einen Bezug zu den einachsigen Kriechversuchen herzustellen. Für den Zeitstandversuch wurde die Arbeit als Quotient angelegte Spannung  $\times$  Bruchdehnung bestimmt und über der Zeit bis zum Bruch bzw. Anriß aufgetragen. Es zeigt sich, daß die Dehnungswechselversuche vergleichsweise eine um den Faktor 20 größere Arbeit aufnehmen. Bei den Zeitstandversuchen scheint sich im untersuchten Bereich ein von der Bruchzeit unabhängiges Streuband einzustellen, während bei den Dehnungswechselversuchen ein leichtes Ansteigen mit zunehmender Zeit bis zum Anriß zu beobachten ist. In Bild 12.6 wurde die akkumulierte plastische Dehnung <sup>1)</sup> ( $\sum \epsilon_{ar} = \epsilon_{ar}(n/N_A = 0,5) \cdot N_A$ ) über der Gesamtdehnungsschwingbreite aufgetragen. Versuche mit Haltezeit weisen hier ein unterschiedliches Verhalten zu Versuchen ohne Haltezeit auf. Bei den Ermüdungsversuchen ist ein nichtlineares Ansteigen mit kleiner werdender Dehnungsamplitude festzustellen, während die Kriechermüdungsversuche in einem linearen Streuband liegen. Diese aufsummierten plastischen Dehnungsanteile liegen deutlich über den Bruchdehnungen aus Zeitstandversuchen bzw. Warmzugversuchen. Zusammenfassend kann gesagt werden, daß offensichtlich kein definierter Grenzwert im Sinne der verrichteten plastischen Arbeit bzw. plastischen Dehnung vorliegt. Die Arbeit (= Summe aller Hysteresisflächen in  $N \cdot \text{mm} \cdot \text{mm}^{-3}$ ) nimmt ebenso wie die akkumulierte plastische Dehnung ( $\approx 2 \epsilon_{ar} \cdot N_A$  bei  $n/N_A = 0,5$ ) mit größer werdenden Lastspielzahlen bzw. kleiner werdenden Dehnungsamplituden zu. Zusammenhänge mit einachsigen Kriechversuchen konnten nicht hergestellt werden.

1) plastischer Zugdehnungsanteil bei der Spannung Null

Aus Bild 12.7 ist ersichtlich, daß eine Haltezeitphase eine Vergrößerung der plastischen Schwingbreite mit sich bringt. Aus dieser Darstellung lassen sich zwei verschiedene Denkmodelle bezüglich des Einflusses der plastischen Schwingbreite auf die Lebensdauer entwickeln. Zunächst kann man die Haltezeit-schleife um die plastischen Relaxationsanteile erweitern und dadurch eine Schleife ohne Haltezeit mit der Gesamtdehnungsschwingbreite  $2 \epsilon_{at} = 2 \epsilon_{at} + 2 \epsilon_{ar}$  entwickeln. Dieses Schema wurde auf die Ergebnisse der Schutzgasversuche angewandt, um den Oxidationseffekt auszuschließen. Die Darstellung in Bild 12.8 zeigt deutlich, daß die Versuche mit und ohne Haltezeit in ein Streuband fallen. Die andere Vorstellungsweise ist die, daß nicht die extrapolierte Gesamtdehnungsschwingbreite das Versagen bestimmt, sondern die aufgebrachte plastische Dehnungsschwingbreite. Zu diesem Zweck wurde in Bild 12.9 die plastische Schwingbreite  $2 \epsilon_{ar}$  über der Anrißlastspielzahl  $N_A$  aufgetragen. Es ergibt sich ein lineares Streuband. Es muß jedoch bemerkt werden, daß innerhalb des Streubandes Differenzierungen vorhanden sind. So liegen beispielsweise die 450 °C bzw. 530 °C Schutzgasversuche deutlich über den entsprechenden in Luft. Ebenso befinden sich die 350 °C-Versuche am oberen Rand des Streubandes. Es ist zu vermuten, daß bei größeren Lastspielzahlen eine Aufteilung des Streubandes erfolgt. Versuche ohne Haltezeit ordnen sich weiterhin in einen linearen Verlauf ein, wobei ein waagrechtes Abknicken im Sinne einer Dauerfestigkeit nicht auszuschließen ist. Diese Punkte unterliegen ausschließlicher Ermüdungsschädigung. Bei Versuchen mit Haltezeit knickt der Verlauf nach unten ab. Die plastische Dehnungsschwingbreite kann nicht mehr als dominanter Schädigungsfaktor angesehen werden. In diesem Bereich tritt zunehmend Kriechschädigung auf, aber auch der Einfluß der zeitabhängigen Schädigungsmechanismen wie Oxidation und Gefügestrukturänderungen wird größer. Es steht zu vermuten, daß Schutzgasversuche mit Haltezeiten zwischen beiden Verläufen liegen, wie dies schematisch in Bild 12.9 dargestellt ist. Faßt man die Er-

gebnisse aus den Bildern 12.8 und 12.9 zusammen, so kommt man zu folgenden Schlüssen:

Im dargestellten Bereich bis rund 8000 Lastwechsel<sup>1)</sup> wird das Anrißverhalten stark von der plastischen Dehnungsschwingbreite beeinflusst. Umgebungseinflüsse, wie Oxidation, können jedoch die Lebensdauer herabsetzen. Bei größeren Lastspielzahlen muß bei Versuchen mit Haltezeiten mit zunehmender Beeinflussung durch zeitabhängige Schädigungsmechanismen, wie Kriechen, Oxidation und Gefügestrukturänderung, gerechnet werden, so daß eine direkte Abhängigkeit von der plastischen Dehnungsschwingbreite nicht mehr gegeben ist.

<sup>1)</sup> Die angegebene Grenze ist als Anhaltswert zu verstehen. Zur genaueren Festlegung bedarf es mehr Versuchspunkte um eine differenzierte Darstellung auch im nichtlogarithmischen Maßstab zu erhalten.

### 13. Modellvorstellungen zur Rißentstehung - Schadensmechanismen

Bei Dehnungswechselversuchen mit Haltezeit (Kriechermüdung) ist für die Anrißbildung die gegenseitige Beeinflussung von Kriechen und Ermüdung (creep-fatigue-interaction) maßgebend. Hierzu wurden in der Literatur eine Vielzahl von Modellen entwickelt.

Ausgangspunkt dieser Entwicklungen war in der Regel die Vorstellung, daß Kriechen Schädigung an den Korngrenzen durch Porenbildung, Ermüdung Schädigung durch Kornverformung bzw. Gleitbänder bewirkt. Nachfolgend sollen einige Modelle vorgestellt werden.

Unter Kriechen im technischen Sinn versteht man nach /129/ irreversible Verformungsvorgänge, die sich durch eine deutliche Zeitabhängigkeit der Verformung bei konstanter Belastung auszeichnen. Eine vollständige Irreversibilität ist im Gegensatz zu den plasto- und elastomechanischen Idealisierungen nicht gegeben; dies kann am Beispiel der Spannungsrelaxation - festgehaltene Deformation mit sich abbauender Spannung - bzw. Deformationsrelaxation - festgehaltene Spannung mit elastischer Nachwirkung - gezeigt werden. Kriechen ist mit dem aus der Plastomechanik bekannten Begriff des Fließens nicht gleichzusetzen, da dieses an das Erreichen einer bestimmten Spannung (= Fließspannung) gebunden ist.

Kriechvorgänge werden hauptsächlich durch die nachfolgend aufgeführten Kriechtheorien erklärt:

- Versetzungsbewegungen
- Korngrenzenbewegungen
- Bewegung durch Diffusion

Kriechdeformationen setzen sich in der Regel aus allen drei Bewegungsarten zusammen. Die Dominanz einer Bewegungsart ist von den Faktoren Temperatur und Spannung abhängig. Zu den Versetzungsbewegungen gehören Versetzungsgleiten und Klettern von Versetzungen.

Möglichkeiten zu plastischer Formänderung bei hoher Temperatur ohne Versetzungsbewegungen wurden in /130, 131/ beschrieben. Beim Nabarro-Herring-Kriechen (diffusional creep) erfolgt Kriechen durch einen Materialtransport infolge Volumendiffusion. Im Gegensatz wurde in /132/ die Theorie aufgestellt, daß die Diffusionsströme entlang den Korngrenzen erfolgen; man erhält damit ein Korngrenzengleiten, das durch Korngrenzendiffusion bestimmt ist. Der experimentelle Nachweis dieser Theorien wurde bis jetzt an relativ "einfachen" Werkstoffen wie Aluminiumoxid, BeO, Be und Cu erbracht.

Eine modellmäßig einfache Vorstellung ist der Beitrag der Korngrenzengleitung zur Kriechverformung. Reines Korngrenzengleiten /133/ stellt einen Extremfall dar und ist üblicherweise stets mit Kornverformung verbunden. Die Entstehung von Mikrorissen ist der Zerstörung der Gefügekohärenz durch das Korngrenzengleiten zuzuschreiben. Die dadurch auftretenden Zug- und Biegespannungen führen zu Rissen an den Korngrenzen. Zugspannungen an Tripelpunkten führen ebenfalls zu Anrissen /134, 135/.

Die Löcherbildung (cavities) ist auf eine Behinderung des Gleitens z.B. durch ein nicht schneidbares Teilchen oder eine Stufe zurückzuführen. Können sich die dabei entstehenden Spannungserhöhungen nicht durch Erzeugung von Gitterversetzungen oder durch einen Diffusionsfluß abbauen, tritt eine Aufreißung ein. Die hierzu notwendigen Spannungen sind bedeutend kleiner als bei der oben beschriebenen Kriechrißbildung. Nach Untersuchungen von /136/ wird das Wachstum einer bereits vorhandenen Pore durch Leerstellenkondensation gesteuert.

Ein Zusammenhang zwischen Kriechdehnung und der Zahl bzw. dem Wachstum der cavities wurde bereits gefunden /117/.

Das Ermüdungsrißwachstum kann nach /137/ in 3 Stufen eingeteilt werden. Die Einleitungsphase I erfolgt unter  $45^\circ$  von der Oberfläche aus und wird von der Korngröße beeinflusst. Phase II, welche den Hauptteil des Risses ausmacht, weist eine Richtung senkrecht



zur Hauptzugspannung auf. In dieser Stufe wird der Riß nicht wesentlich durch Werkstoffinhomogenitäten beeinflusst. In der dritten Phase spielen Werkstoffdefekte eine Rolle, hier wird der Rißfortschritt durch diese Instabilitäten gelenkt. Die räumliche Verteilung der geschilderten drei Phasen ist werkstoff- und belastungsabhängig. Bei wenigen Wechseln und hohen Dehnungen ist Stufe II, bei vielen Wechseln und geringeren Beanspruchungsamplituden ist Stufe I dominant. Die Entstehung eines Ermüdungsanrisses erfolgt in der Regel von der Oberfläche her. Hierbei spielt die Gleitebene beim wechselweisen Austreten von Gleitbändern aus dem Korninnern an die freie Kornoberfläche als Schwachstelle für die Rißbildung eine Rolle. Lokale größere Einschlüsse bzw. Ausscheidungen verursachen im Zusammenwirken mit Gleitbändern Spannungskonzentrationen, die wiederum als Rißausgangsstellen wirken können. Derartige innere Rißbildungen wurden vor allem an Nickelbasisgußlegierungen beobachtet /137/. Ebenso können Poren bei Schweißverbindungen Schwachstellen für die Rißbildungen darstellen. Weiter wird in /137/ berichtet, daß Spannungskonzentrationen an der Probenoberfläche in Form von unterschiedlichen Rauigkeitsprofilen die Anrißbildung bzw. die Lebensdauer bei Raumtemperatur beeinflussen. Bei höheren Temperaturen jedoch wird die Korngrenze als bevorzugte Schwachstelle für die Anrißbildung angesehen. In /137/ wird die Meinung vertreten, daß vor allem der Oxidationsangriff entlang den Korngrenzen die Lebensdauer absenkt. Liegt dagegen eine Schutzgasatmosphäre vor, erhält man wieder eine transkristalline Anrißbildung mit längerer Lebensdauer.

In /138/ wird über die Anrißbildung bei Ermüdungsversuchen bzw. Kriechermüdungsversuchen (nur Zughaltezeit) an einem Austenit bzw. einem 1 %CrMoV-Stahl berichtet. Der schematische Verlauf ist in Bild 13.1 dargestellt. Bei Versuchen ohne Haltezeit ergibt sich ein rein transkristallines Rißwachstum, das von der Oberfläche ausgeht. Bei Versuchen mit Zughaltezeit zeigen sich transkristalline Ermüdungsanrisse an der Oberfläche, wobei Unterschiede zwischen dem Austenit und dem Ferrit bestehen.

Beim Austenit geht das weitere Rißwachstum von einem Ermüdungsanriß aus und tritt dann in Verbindung mit den durch Kriechschädigung infolge Porenbildung geschwächten Korngrenzen. Dies führt zu einer Lebensdauerabsenkung. In diesem Fall dominiert der Schädigungsmechanismus Ermüdung, wobei eine starke Wechselwirkung zwischen den Mechanismen Ermüdung und Kriechen aufgetreten ist. Anders verhält sich der nicht so kriechfeste (bainitische) 1 % CrMoV-Stahl. Aufgrund seiner Korngrenzenausscheidungen ist er anfällig für Porenbildung durch Kriechen an den Korngrenzen. Hier dominiert das Versagen durch Kriechen, d.h. durch interkristalline Anrißbildung. Die Wechselwirkung zwischen Kriechen und Ermüdung ist nur gering und tritt erst gegen Schluß der Lebensdauer auf.

In /139/ wurde der austenitische Stahl AISI 316 mit unterschiedlicher Dehngeschwindigkeit bei 625<sup>0</sup> C in Luft und Argon untersucht. Dabei ergab sich, daß bei Luftversuchen stets eine Vielzahl von Anrissen gefunden wurden, während Proben aus Argonversuchen nur wenige Anrisse aufwiesen. Bei kleinen Dehnungsschwingbreiten wurde in beiden Medien interkristalliner Rißverlauf beobachtet. Allerdings waren bei Luftversuchen Anzeichen von Gefügelockerungen an den Korngrenzen auch im Innern der Probe festgestellt worden. Untersuchungen mit dem Durchstrahlungselektronenmikroskop zeigten deutliche Unterschiede in den Versetzungsstrukturen (Medium:Luft) bei hohen bzw. geringen Dehnungsschwingbreiten. Bei großen Verformungen entsteht eine dichte viereckige Versetzungszellstruktur, während sich bei geringen Verformungen eine Art offenes Netzwerk von verwinkelten Versetzungen, ähnlich dem Erscheinungsbild bei mit hohen Spannungen beanspruchten Zeitstandproben, einstellt.

Eine Klassifizierung der Rißmechanismen wird in /114/ vorgestellt, Bild 13.2. Von Interesse für die in dieser Arbeit angesprochenen Bedingungen sind hierbei Versagensmechanismen bei höheren Temperaturen.

Hier werden drei verschiedene Mechanismen unterschieden:

- interkristalliner Kriechbruch durch Porenbildung an den Korngrenzen bzw. Aufreißen an Korngrenzenüberschneidungen
- Wachsen von Poren (trans- und interkristallin)
- Bruch durch dynamische Erholung bzw. Rekristallisation

Bei kleinen Spannungen und längeren Zeiten wird ein Übergang vom transkristallinen zu interkristallinen Brüchen beobachtet.

Die Kriechermüdungsmechanismen, die in /113/ vorgestellt werden, liegen der Strainrange Partitioning Methode zugrunde. Bild 13.3 zeigt den Schädigungsablauf während eines cp-Zyklus. Während der Kriechzugphase QR erfolgt Korngrenzengleiten mit Porenbildung. Während der plastischen Druckphase ergibt sich ein "Fließen" des Werkstoffs durch Ausbildung von Gleitbändern im Korn. Die während der Kriechphase gebildeten Poren werden in der Druckphase nicht vollständig zusammengedrückt. Sowohl das Gleitband als auch die Korngrenze bilden eine Stufe an der Probenoberfläche. In /113/ wird in diesem Zusammenhang von "Ratcheting" während einer Zugkriechphase bzw. einer Phase mit plastischer Druckverformung gesprochen. Bild 13.4 gibt einen vollständigen Überblick über die Vorstellung der Vorgänge in der Mikrostruktur während der einzelnen SRP-Zyklen wieder. Bemerkenswert ist, daß beim pc-Zyklus Porenbildung in der Druckkriechphase ausgeschlossen wird. Ebenso wird beim cc-Zyklus angenommen, daß nur wenige Poren auftreten, da die Druckkriechphase eine "ausheilende" Wirkung besitzt. Die Austauschbarkeit einzelner Zyklen in ihrem Schädigungsverhalten wurde mit Hilfe von Lebensdauervorherberechnung für den Fall untersucht, bei dem eine Probe blockweise mit verschiedenen Zyklen hintereinander belastet wird. Die Berechnung erfolgt auf der Basis des "strainrange conversion principle" bei dem beispielsweise die Wirkung eines pc- der auf einen cp-Zyklus folgt, mit einem cc- und pp-Zyklus gleichgesetzt wird, Bild 13.5. Anhand der Versuchsergebnisse wird geschlossen, daß der Werkstoff ein "Gedächtnis" für früher aufbrachte Beanspruchungen durch andere Zyklen hat. Obwohl Abweichungen in der Lebensdauervorhersage (rd. 20 % Überschätzung bzw. rd. 50 % Unterschätzung) bei relativ kurzen Versuchen ( $N_{fmax} = 1096$ ) auftreten, werden die Ergebnisse als Hinweis für die Gültigkeit der angesetzten Schädigungshypothesen in den einzelnen Zyklen gewertet. Ferner wird geschlossen, daß

Schädigungen in einem gewissen Umfang durch eine bestimmte nachfolgende Beanspruchung wieder aufgehoben werden können. Dies ist zum Beispiel bei einer durch Kriechzugschädigung (cp) beanspruchten Korngrenze (Werkstoff: 316 SS) der Fall, wenn durch einen späteren Zyklus das vorangegangene Korngrenzengleiten teilweise rückgängig gemacht wird, was durch einen nachfolgenden pc-Zyklus (plastische Verformung im Druck) erfolgen würde.

Ausgangspunkte für die Bildung von Ermüdungsrissen ist nach Darstellungen in /145/ ein Oberflächenrelief, das sich durch die Ausbildung von Gleitbändern (persistente Bänder) einstellt. Die Ribbildung kann aber auch an Korn- und Phasengrenzen sowie nichtmetallischen Einschlüssen beginnen. In der gleichen Arbeit werden den drei Kriechphasen Ribbildungsmechanismen zugeordnet. Die Entstehung von Poren auf der Korngrenze ist vorzugsweise dem Bereich II (sekundäres Kriechen) zugeordnet, bei Beginn des Bereiches II erfolgt eine Koagulation, so daß Riblängen in der Größenordnung einer Korngrenze erreicht werden können. Keilrisse an Tripelpunkten von Körnern entstehen im Übergang des Bereiches I zu II.

In /10/ wird ebenfalls auf der Basis von Korngleiten (Kriechschädigung) und Kornverformung (Ermüdungs-Schädigung) ein Modell zur Ribentstehung bei Kriechermüdung vorgestellt.

Anhand der durchgeführten Versuche im Rahmen dieser Arbeit konnten Beobachtungen gemacht werden, die Beiträge zur Klärung des Problems Ribentstehung bzw. des Zusammenwirkens von Kriechen und Ermüden beim Versagen des Probestabes liefern. Diese Erkenntnisse werden nachfolgend kurz zusammengefaßt:

#### 1. Versuche mit einseitigen Haltezeiten

Kriechschädigung in Form von Gefügelockerung bzw. Porenbildung tritt bei ausschließlicher Zughaltezeit im Bereich kleiner Dehnungsschwingbreiten auf. Symmetrische Haltezeiten bzw. ausschließlicher Druckhaltezeiten zeigen ein völlig anderes metallografisches Schädigungsbild, Bild 5.7. und 5.8.

#### 2. Versuche unter Schutzgas

Mit zunehmender Laufzeit bzw. kleiner werdender Dehnungsschwingbreite können verstärkt interkristalline Ribanteile festgestellt werden. Bei Haltezeitversuchen wird eine interkristalline Ribinitiation beobachtet, Bild 6.37. Bei Ermüdungsversuchen wurde eine Anribbildung gemäß Bild 13.6. festgestellt. Es ist erkennbar, daß der Anriß unter  $45^\circ$  zur Oberfläche transkristallin ansetzt.

Eine Lebensdauererhöhung ist von der Zeit bzw. der Dehnungsamplitude abhängig.

3. Versuche mit kugelgestrahlter Oberfläche

Im Kurzzeitbereich wurde die Lebensdauer erhöht. Anhand metallografischer Untersuchungen wurde festgestellt, daß die verfestigte Oberfläche verzündert, jedoch aufgrund der vorhandenen Eigenspannungen sich von der Oberfläche "abhebt" bzw. anreißt. An den Anrißstellen tritt Rißbildung im nichtoxidierten Werkstoff ein. Es konnte festgestellt werden, daß der Oxidationsangriff vorzugsweise an weichen Kornbereiche, wie ferritische Gefügebestandteile, bzw. entlang den Korngrenzen erfolgte. Es ergab sich eine Art Grübchen, das einen Anriß initiierte, Bild 7.30

4. Versuche an langzeitgeglühten Proben

Starke Korngrenzenausscheidungen bzw. Ausscheidungen im Korn bestimmen den Rißverlauf, Bild 7.9b.

5. Metallografische Untersuchungen an Langzeitdehnwechselproben mit symmetrischen Haltezeiten zeigten vorwiegend transkristallinen Rißverlauf. Teilweise wurden vereinzelt interkristalline Trennungen bzw. Porenbildung beobachtet. An einer Zeitstandprobe konnte interkristalline Rißbildung außerhalb des Einschnürbereichs an der Oberfläche, verbunden mit Oxidationsangriff festgestellt werden, Bild 10.1 bis 10.4.

6. In aufgebrochenen Zeitstandproben bzw. Dehnwechselproben mit symmetrischen Haltezeiten wurden interkristalline Trennungen aufgefunden. Diese waren lichtoptisch nicht erkennbar, Bild 10.8.

7. Zugversuche im REM an langzeitdehnwechselbeanspruchten Proben zeigten, daß die in 6. erwähnten Korngrenzenschädigungen sich bei Zugbelastung öffnen, die Duktilität des Werkstoffes jedoch kaum beeinträchtigen

In Ergänzung zu den Literaturerkenntnissen lassen sich diese Ergebnisse unter der Voraussetzung, daß die Dehngeschwindigkeit so groß ist, daß während der Wechsel nur Ermüdungsschädigung erzeugt wird, zu folgendem Schädigungsablauf zusammensetzen:

1. Raumtemperaturversuche

Bei Raumtemperatur wird durch Ermüdung in der Regel ein transkristalliner Anriß von der Oberfläche aus erzeugt. Die Randbedingungen hierfür sind:

- a) keine Korngrenzenschwächungen in Form von mikroskopisch spannungskonzentrationserhöhenden Ausscheidungen bzw. die Korngrenzenfestigkeit herabsetzender Beläge, wie z.B. Schwefel-, Phosphorfilme
- b) keine mikroskopisch spannungskonzentrationserhöhenden groben Ausscheidungen bzw. Einschlüsse im Korn
- c) keine Fehlstellen wie Lunker oder Rißbildungen größerer Erstreckung in der Matrix
- d) keine Oberflächenrauigkeiten, die als Kerbstellen wirken.

Eine schematische Darstellung dieser Anrißbildung zeigt Bild 13.7.

Nachdem der Riß entlang eines Gleitbandes unter  $45^\circ$  zur Probenachse initiiert wurde, wird das Wachstum durch das Spannungsfeld an der Rißspitze bestimmt. Die weitere Erstreckung erfolgt unter  $90^\circ$  zur Belastungsrichtung. Hierbei spielen jedoch die oben schon erwähnten Randbedingungen eine Rolle. Im allgemeinen werden nur wenige Anrisse festgestellt bzw. es wird die Ausbildung eines dominanten Hauptanrisse beobachtet. Zur Frage, ob die Anrißbildung stets von der Oberfläche ausgeht, wurde eine große Anzahl von Längsschliffen durch angerissene Proben angefertigt. Sowohl lichtoptisch, als auch im REM, wiesen die Risse stets Verbindungen zur Oberfläche auf. Bei Luftproben konnte beobachtet werden, daß Rißbildungen bevorzugt an Oberflächenoxidationsnarben angesetzt haben. Setzt man voraus, daß ein ermüdungsbedingter, an plastische Wechselverformung gebundener Anriß unterhalb der Oberfläche entsteht, z.B. durch Porenbildung infolge Austretens von Versetzungsstufen an die Oberfläche, müßte man einen Einfluß der Oxidation verneinen. Für die weiteren Betrachtungen wird angenommen, daß die Rißentstehung von der Oberfläche erfolgt. Die nachfolgenden Überlegungen lassen sich jedoch auch auf eine Rißinitiiierung unterhalb der Oberfläche anwenden.



## 2. Versuche bei Temperaturen im Kriechbereich

### 2.1. Reine Wechsel

#### 2.1.1. Luft

Zusätzlich zu den unter 1. beschriebenen Erscheinungen kommt (Lebensdauerabsenkend) hinzu:

Die Formänderungsfestigkeit nimmt bei höherer Temperatur ab.

Die durch die Gleitungen erzeugten und an die Oberflächen austretenden Gleitstufen werden oxidiert und damit in ihrem Zusammenhalt geschwächt. Der Oxidationsangriff tritt örtlich verstärkt auf und übertrifft den Einfluß der Oberflächenrauigkeit. Korngrenzen sind Ansatzstellen für die Oxidation.

Hierdurch ergeben sich keine prinzipiellen Unterschiede im Schädigungsmechanismus, wie er schematisch in Bild 13.7. dargestellt ist, Bild 13.8. Es ist jedoch zu erwarten, daß sich der Einfluß der Randbedingungen (1a bis 1d) mit Ausnahme von 1a abschwächt.

#### 2.1.2. Schutzgas (Argon)

In diesem Fall fällt der Oxidationseinfluß weg. Bei Werkstoffen, die aufgrund ihrer Gefügestruktur eine Anrißbildung auch bei Ermüdung im Bereich hoher Temperaturen durch Korngrenzenoxidation aufweisen, können starke Lebensdauererhöhungen auftreten.

Bei den vorliegenden Untersuchungswerkstoffen wurde keine interkristalline Anrißbildung bei Schutzgasversuchen festgestellt.

## 2.2. Dehnungswechselversuche mit Haltezeit

### 2.2.1. Luft

Bei Versuchen mit Haltezeit tritt eine Kriechphase auf, in der elastische Längenänderungsanteile in plastische Verformungen umgewandelt werden. Dieser Zusammenhang ist in der schematischen Darstellung von Bild 5.9. wiedergegeben. Zusätzlich zur plastischen Kornverformung bzw. zur Ausbildung von Gleitbändern kommt eine Schädigung durch Korngrenzengleiten.

Dies führt dazu, daß nicht nur Gleitstufen an der Probenoberfläche austreten, sondern auch Korngrenzenbereiche, Bild 13.9.

Für die Ausbildung eines interkristallinen Anrisses durch Kriechschädigung oder eines transkristallinen Ermüdungsanrisses ist der Gefügezustand, d.h. die Korngrenzenfestigkeit (Kriechfestigkeit) bzw. die Matrixfestigkeit maßgebend. Eine entscheidende Rolle

für das Versagen spielt, in welcher Größenordnung Ermüdungsschädigung und Kriechschädigung zueinander stehen. Dies kann einerseits durch die Größe der Dehnungsschwingbreite (plastische Dehnungsschwingbreite), andererseits durch die Ausbildung der Schleifenform, d.h. Art der Haltezeiten (Zug, Druck) gesteuert werden.

#### Ausschließliche Zughaltezeit

Wie aus Bild 5.9. ersichtlich, werden bei ausschließlicher Zughaltezeit Kriechzugphasen nur von geringen Kriechdruckphasen unterbrochen. Ein Vergleich mit einem symmetrischen Wechsel gleicher Zykluszeit zeigt, daß zwar die gleiche Amplitude an Kornverformung vorhanden ist, jedoch der zeitliche Anteil im Zugbereich pro Lastspiel größer ist. Es ist daher zu erwarten, daß eine stärkere Kriechschädigung eintritt. Die Rißbildung selbst läuft für Ermüden und Kriechen in verschiedenen Bereichen getrennt ab. Bei großen Dehnungsamplituden, d.h. bei kurzen Versuchszeiten, tritt jedoch zuerst eine Anrißbildung durch Ermüdung auf. Die Korngrenzen weisen zwar teilweise Kriechschädigungen auf, die sich jedoch nicht auswirkt. Die Absenkung der Lastspielzahl gegenüber Versuchen ohne Haltezeit ist vorwiegend auf die infolge Haltezeitrelaxation größere plastische Dehnungsschwingbreite und teilweise durch Oxidationseinwirkung bei der Anrißbildung zu erklären.

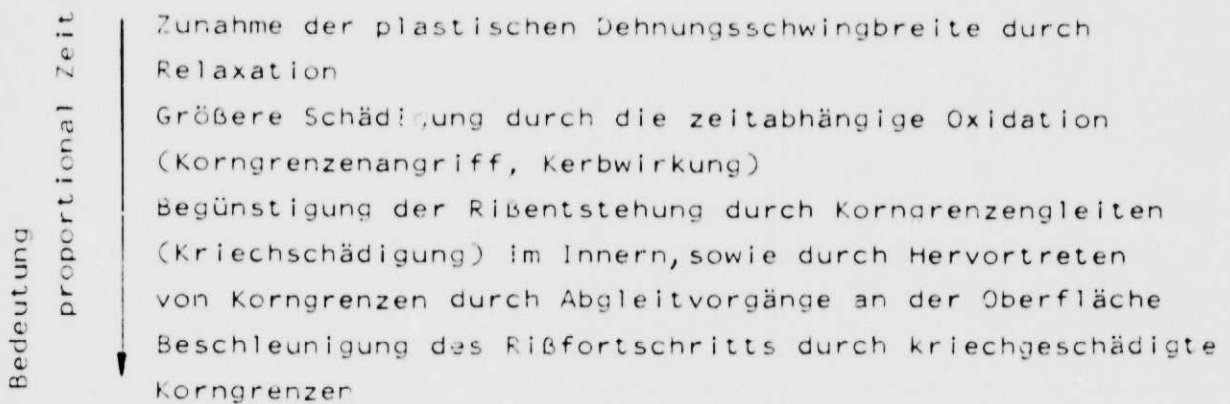
Diese Vorgänge sind in Bild 13.9. schematisch dargestellt. Bei kleinen Dehnungsschwingbreiten, d.h. langen Zeiten, tritt der zeitabhängige Schädigungsmechanismus Kriechen in den Vordergrund, d.h. die Anrißbildung durch interkristalline Schädigung tritt zeitlich vor den transkristallinen Anrißbildung entlang der Gleitbänder auf. Dieser Mechanismus wird durch den Oxidationsangriff an den Korngrenzen begünstigt. Bei erfolgter (interkristalliner) Anrißbildung hängt der weitere Rißfortschritt von der angelegten plastischen Dehnungsschwingbreite bzw. dem sich an der Rißspitze ausbildenden Spannungszustand ab. Bei starker Korngrenzenschädigung ist vermehrtes interkristallines Wachstum zu erwarten. In Bild 13.10 ist schematisch ein Verlauf eingetragen, bei dem sich ein vorwiegend interkristallines Rißwachstum eingestellt hat. Bei derartigem Schädigungsablauf ist der Einfluß der Korngrenzenoxidation an der Probenoberfläche groß (keine Haltephase im Druck). Anhand dieses Schädigungsmodells

ist ersichtlich, daß weniger kriechfeste bzw. Werkstoffe mit Korngrenzenschwächungen (Ausscheidungen) eine kürzere Lebensdauer bei Versuchen mit ausschließlicher Zughaltezeit aufweisen, als wenn sie Versuchen mit symmetrischer Haltezeit bzw. Druckhaltezeit unterworfen werden.

#### Symmetrische Versuche bzw. Versuche mit Druckhaltezeit

Haltezeitphasen im Druck bewirken nach den Darstellungen in /113/ nur geringe Schädigung durch Porenbildung. Teilweise wird sogar von einer Ausheilwirkung gesprochen. Metallografische Untersuchungen von Versuchen mit symmetrischen Haltezeiten bzw. ausschließlich Druckhaltezeit zeigten den gleichen Schädigungsverlauf bzw. ähnlichen Anrißcharakter. Im Vergleich zu Versuchen mit ausschließlicher Zughaltezeit wurden weniger interkristalline Schädigungen bzw. Gefügelockerungen festgestellt. Geht man davon aus, daß in der Druckkriechphase nur wenig Porenbildung, aber dennoch eine Schädigung eintritt, die im Vergleich zu der während der Zugphase gering ist, kann die Anrißbildung nach den folgenden Vorstellungen erfolgen. Bei hoher Dehnungsamplitude überwiegt die Schädigung durch Kornverformung und unterscheidet sich nicht von der Entstehung gemäß Bild 13.9. Die größere Lebensdauer ist der bei Druckhaltephasen geringeren Relaxation und damit der kleineren plastischen Dehnungsamplitude im Vergleich zu Versuchen mit ausschließlicher Zughaltezeit zuzuschreiben. Bei kleineren Dehnungsamplituden tritt die Anrißbildung gemäß Bild 13.11 (schematisch) ein. Die Korngrenzen weisen im Gegensatz zu ausschließlichen Zughaltezeitversuchen geringere Schädigungen auf. Dies ist zum einen im begrenzten Porenwachstum, zum anderen darin begründet, daß in der Zugkriechphase entstandene Poren während der Druckhaltezeit zusammengedrückt werden. Die Anrißbildung setzt entweder an abgeglittenen Korngrenzen, wobei die Oxidation hier begünstigend wirkt, oder an den Gleitbändern ein, wobei bei längeren Laufzeiten die erste Art dominiert. Das Rißwachstum ist jedoch vorwiegend transkristallin, es werden nur kriechgeschädigte Korngrenzen erfaßt, die eine günstige Lage zum Riß haben. Bei längeren Versuchszeiten ist jedoch mit stärkerer Kriechschädigung zu rechnen, so daß sich ein Verhalten gemäß Bild 13.10 einstellen wird.

Zusammenfassend kann man die Gründe für eine Lebensdauerabsenkung bei Versuchen mit Haltezeit gegenüber den Ermüdungsversuchen wie folgt zusammenfassen:



In Bild 13.12 wird versucht, diese Zusammenhänge in Abhängigkeit von der Zeit bzw. der Dehnungsschwingbreite darzustellen. Die Schädigung wird aufgespalten in zwei Bereiche, die einestails durch die Ermüdungsfestigkeit, andererseits durch die Kriechfestigkeit bestimmt werden. Die Grenze zur Anrißbildung ist als Dehnwechselfestigkeit gekennzeichnet. Bei hohen Dehnungsamplituden ist die Ermüdungsfestigkeit die maßgebende Grenze, bei kleinen Dehnungsschwingbreiten in Verbindung mit Haltezeiten ist die Kriechfestigkeit ausschlaggebend. Durch ein Zusammenwirken beider Schädigungsarten nach Bild 13.10, 13.11 tritt eine zusätzliche Absenkung der Grenze bis zur Anrißbildung ein.

#### 2.2.2. Schutzgas bzw. Ausschluß der Oxidation

Die durchgeführten Schutzgasversuche mit Haltezeiten zeigten transkristallinen Rißverlauf (hohe Dehnungsschwingbreite) bzw. gemischte, jedoch vorwiegend transkristalline Rißausbreitung (niedrigere Dehnungsschwingbreiten). Die Rißansätze bei längeren Laufzeiten waren interkristallin. Prinzipiell entspricht der Schädigungsablauf dem von in Luft mit symmetrischen Haltezeiten. Lebensdauererhöhend wirkt der Wegfall der Oxidation, so daß eine spätere Rißinitiiierung erfolgt, bzw. im Bild 13.12 die Schädigungsgrenzen verschoben werden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß aufgrund der getroffenen Beobachtungen eine Akkumulation der Schädigungen Kriechen und Ermüden im Sinne einer (ständigen) Addition nicht erfolgt. Beide Mechanismen laufen getrennt ab und beeinflussen sich bis zum Zeitpunkt der Rißentstehung nicht. Erst bei Rißeinleitung<sup>x)</sup> - also zu einem relativ späten Zeitpunkt der Lebensdauer - ergibt sich eine direkte gegenseitige Beeinflussung, die jedoch von Parametern wie Gefüge- bzw. Ausscheidungszustand und angelegter Beanspruchungshöhe abhängig ist. Bei eingetretener trans- oder auch interkristalliner Anrißbildung im ersten Kornlagenbereich können sich beispielsweise ausgeprägte Kriechschädigungen für den Fall nicht lebensdauersenkend auswirken, wenn das weitere Rißwachstum ausschließlich durch die Spannungskonzentration an der Rißspitze bestimmt wird und daher vorwiegend transkristallin verläuft; in diesem Fall würde sich ein Versagen entsprechend Bild 13.9 ergeben. Als Indikator für eine stattgefundene Beeinflussung kann ein gemischter Rißverlauf gewertet werden. Bei rein inter- bzw. rein transkristalliner Rißausbreitung kann vermutet werden, daß eine Beeinflussung nicht stattgefunden hat.

Diese Erkenntnisse sollen kurz am Beispiel der untersuchten Werkstoffe 13 CrMo 44 und 28 CrMoNiV 49 dargestellt werden. Wie aus Bild 6.32 ersichtlich, weisen beide Werkstoffe ein ähnliches Ermüdungsverhalten auf. Die Anrißkennlinien ohne Haltezeit stimmen nahezu überein, wobei das Blech 13 CrMo 44 etwas bessere Werte aufweist. Anhand Bild 7.1 wird deutlich, daß der Stahl 13 CrMo 44 jedoch eine geringere Kriechfestigkeit hat. In Bild 13.13 sind für beide Werkstoffe die Anrißkennlinien für Haltezeiten  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min. zusammen mit den umgerechneten Zeitstandbruchkurven dargestellt. Das unterschiedliche Verhalten, Unter- bzw. Überschneidung der "Zeitstandwerte" bei längeren Versuchszeiten, läßt sich anhand der bereits erwähnten Modellvorstellungen erklären. Das günstigere Verhalten des Stahles 13 CrMo 44 im Kurzzeitstandbereich I ist auf die besseren Ermüdungseigenschaften zurückzuführen. Eine Rolle spielt vielleicht noch die größere Oxidationswirkung bei Versuchen ohne Haltezeit beim Werkstoff 28 CrMoNiV 49, vgl. Kapitel 6. Ein weiterer Faktor, der einen günstigen Einfluß auf die ermüdungsbedingte Lebensdauer in diesem Bereich haben könnte, ist der, daß im Gegensatz zum entfestigenden

<sup>x)</sup> Beginn bzw. Vorstufen örtlich mikroskopischer Werkstofftrennungen, Bildung geschwächter Korngrenzen bzw. Poren

28 CrMoNiV 49, beim 13 CrMo 44 mit zunehmender Versuchszeit die plastische Schwingbreite infolge Verfestigung abnimmt. Die Anrißbildung bei beiden Werkstoffen in diesem Bereich I, Bild 13.13, erfolgt nach Bild 13.9.

Im Bereich II wirkt sich die geringere Zeitstandfestigkeit des Blechs 13 CrMo 44 aus. Obwohl die Spannungsausschläge gegenüber denen des 28 CrMoNiV 49 kleiner sind, tritt trotzdem stärkere Zeitstandschädigung ein. Dies führt dazu, daß bei  $\epsilon_{at} < 0,14\%$  die Anrißkennlinie des 13 CrMo 44 unter der des 28 CrMoNiV 49 liegt. Die Art der Anrißbildung ist ebenfalls in Bild 13.13 wiedergegeben. Bei kürzeren Anrißzeiten, im Bereich I, muß mit dem Mechanismus nach Bild 13.9 gerechnet werden, danach erfolgt eine Lebensdauerabsenkung durch Einbeziehung geschädigter Korngrenzen nach 13.10 und schließlich ein Versagen nach 13.11. Aufgrund der zunehmenden Korngrenzenschädigung durch Kriechen kann auch beim 13 CrMo 44 vermutet werden, daß langzeitige Dehnungswechselversuchspunkte unter den Werten aus Zeitstandversuchen liegen, da infolge Wechselbelastung der Zunderschicht bei Kriechermüdung eine größere Oxidationsanfälligkeit vorhanden ist.

Anhand der vorgestellten mikroskopischen Anrißbildungsmechanismen wird klar, daß eine lineare additive Schädigungsakkumulation auf der Basis von Addition der Einzelschädigung Kriechen und Ermüden nicht zutreffen kann, da beispielsweise Vorgänge, wie sie in Bild 13.10 und 13.11 dargestellt sind, nicht beinhaltet sind.



#### 14. Extrapolationsmethoden - Schadensakkumulationsmethoden

Dehnungswechselversuche mit sehr langen (praxisnahen) Laufzeiten, vergleichbar Langzeitstandversuchen, liegen nicht vor. Die Auslegung thermisch beanspruchter Bauteile erfordert jedoch Kenntnisse des Kriechermüdungsverhaltens. Dies sollte auch in den entsprechenden Auslegungsregeln berücksichtigt werden. In der TRD 301 /140/ bzw. dem ASME BPVC Code Case 1331 werden Anrißkennlinien für verschiedene Temperaturen angegeben.

Diese Kurven basieren auf Versuche ohne Haltezeit und sind daher nicht ohne weiteres für den Langzeitbetrieb zu verwenden, vgl. Bild 14.1 /10/.

Im Nuklearbereich werden z.B. bei der Auslegung des Hochtemperaturbeanspruchten Schnellen Brüters

für die Beanspruchung infolge Kriechermüdung der ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, NB, Rules for Construction of Nuclear Power Plant Components bzw. Cases of ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Case N 47-17 zugrundegelegt.

Die darin enthaltenen Regeln sind auf den austenitischen Stahl 304 SS zugeschnitten und lassen sich nicht ohne weiteres auf die hier untersuchten ferritischen Stähle übertragen. In dem erwähnten Code werden Werkstoffschädigungen durch Lastwechsel, durch Kriech-Ermüdung und durch unzulässig große bleibende Dehnungen ausgeschlossen.

Für die Bestimmung der erlaubten Lastwechsel wird eine Grenzkurve vorgegeben; der Dehnungsausschlag wird mittels einer Vergleichsdehnungshypothese bestimmt. Es wird lineare Schädigungsakkumulation angewandt. Die Bestimmung der zulässigen Haltezeitzyklen wird anhand einer vorgegebenen Zeitstandfestigkeitskurve, sowie durch Akkumulation der zeitlichen Schädigungsanteile  $U_k = \int \frac{dt}{t_d}$  mit  $t_d$  = erlaubte Haltezeit, ermittelt.

Die gesamte Werkstoffschädigung wird durch Addition der Einzelschädigungen Ermüden (Lastwechsel)  $U_E$  und Kriechen  $U_k$  gebildet. Die Summe  $D = U_E + U_k$  ist eine vorgeschriebene Funktion von  $U_E$  und  $U_k$ , wobei eine Akkumulation ähnlich den Vorstellungen in /113/ vorausgesetzt wird, Bild 14.2. Über die Anwendbarkeit einer linearen Schädigungsakkumulation wurde bereits in Abschnitt 9 bzw. 13 diskutiert.

Die Ansicht, daß eine lineare Akkumulation von Kriech- und Ermüdungsschädigung nur begrenzt möglich ist bzw. nicht befriedigt, beruht auf der Vorstellung, daß hierzu der physikalische Hintergrund fehlt. Dies wird auch in /148/ bestätigt.

Eine Zusammenstellung und eine teilweise Überprüfung von Extrapolationsmethoden wurde bereits in /10/ vorgenommen.

Untersucht wurden:

- das Verfahren der universalen Steigung nach S. Manson (1)
- die 10% Regel nach S. Manson unter Berücksichtigung des Haltezeiteinflusses (2)
- Berücksichtigung des Haltezeiteinflusses nach Halford-Manson durch Verknüpfung mit Zeitstandverhalten (3)
- Berücksichtigung des Frequenzeinflusses nach L.F. Coffin (4)

Es ergaben sich die in Bild 14.3 und 14.4 festgestellten Abweichungen von experimentellen Befunden. In /10/ wurde daraufhin eine Modifizierung der Coffin-Beziehung (4) durch Einbau zusätzlicher Variabler vorgestellt. Anhand der im vorhergehenden Forschungsvorhaben begonnenen und jetzt abgeschlossenen Langzeitversuche konnte diese Modifikation überprüft werden, Bild 14.5. Die gestrichelten Verläufe stellen die rechnerische Ermittlung der Anrißlastspielzahl nach der modifizierten Coffin-Methode dar /10/. Auch bei langen Laufzeiten besteht bei großen Zykluszeiten eine gute Übereinstimmung, bei kleineren Zykluszeiten scheint die Methode etwas konservativ zu sein.

Bei den vorangestellten Extrapolationsmethoden wurden in der Regel empirische Beziehungen verwendet, die nicht direkt auf physikalisch-werkstofftechnischen Gesetzen beruhen. Als Werkstoffkennwerte werden lediglich Verformungskennwerte aus Kurzzeitversuchen verwendet, d.h. unterschiedliche Schädigungskriterien wie Kriechen, Ermüdung bzw. Oxidation werden empirisch erfaßt. Neuere Methoden versuchen diesen Umständen Rechnung zu tragen. Hier ist vor allem die strain range partitioning Methode /141, 142/ zu nennen, die für die unterschiedlichen Schädigungen spezielle Zyklen zugrundelegt, vgl. Abschnitt 12, Bild 13.4. Die Einzelschädigungen werden nach der Beziehung

$$\frac{1}{N} = \frac{\Delta \epsilon_{pp}}{\Delta \epsilon_{in} \cdot N_{pp}} + \frac{\Delta \epsilon_{cp}}{\Delta \epsilon_{in} \cdot N_{cp}} + \frac{\Delta \epsilon_{pc}}{\Delta \epsilon_{in} \cdot N_{pc}} + \frac{\Delta \epsilon_{cc}}{\Delta \epsilon_{in} \cdot N_{cc}}$$

akkumuliert. Es wurde nachfolgend der Versuch unternommen, die

vorliegenden (symmetrischen) Haltezeitversuche mit Hilfe dieser Methode auszuwerten. Dabei wurde in Anlehnung an eine Erörterung in /143/ eine Auswertung in der Form vorgenommen, daß in den verwendeten Hysteresisschleifen ausschließlich cc-bzw. pp-Schädigung angesetzt wird.

Die pp-Schädigung wurde anhand von Versuchen ohne Haltezeit bestimmt. Die cc-Kurve wurde nach der umgeformten Schädigungsregel mit

$$N_{cc} = \frac{\Delta \epsilon_{cc}}{\Delta \epsilon_{in}} \cdot \frac{1}{\frac{1}{N} + \frac{\Delta \epsilon_{pp}}{\Delta \epsilon_{in} \cdot N_{pp}}}$$

ermittelt. In /141, 142/ werden Bedingungen für die Auswertung nach SRP genannt. Hier muß einschränkend erwähnt werden, daß diese nur bedingt erfüllt wurden. Die ermittelten pp- bzw. cc-Geraden sind in Bild 14.6 dargestellt. Die so vorausberechneten Werte sind in Bild 14.7 den experimentell ermittelten Daten gegenübergestellt. Es ergibt sich ein Streuband, dessen Abweichungen zwischen + 20 % bzw. - 200 % liegen. Die Versuche in Schutzgas liegen in einem engeren Streuband. Zur Interpretation dieser Ergebnisse sind folgende Einschränkungen zu machen:

- Die Ermittlung der pp- bzw. cc-Geraden stützt sich auf eine relativ kleine Zahl von Versuchen
- es ist nicht auszuschließen, daß weitere Schädigungsanteile nach dem pc- bzw. cp-Zyklus in den Schleifen enthalten sind

In Bild 14.8 und Bild 14.9 wurden die Anrißkennlinien in der üblichen Darstellung wiedergegeben. Es zeigt sich die Tendenz, daß mit kleinerer Dehnungsschwingbreite die Abweichung geringer wird, wobei die Schutzgasversuche wieder eine bessere Übereinstimmung zeigen. Allgemein läßt sich jedoch feststellen, daß die Abweichungen zum größten Teil auf der Überschätzung des plastischen Anteils  $N_{pp}$  bzw. mit längerer Laufzeit auf der Unterschätzung des Kriechanteils  $N_{cc}$  beruhen.

Von ähnlichen Ergebnissen wird in /144/ an einem 2 1/4 Cr-1-Mo Stahl berichtet; danach gibt die SRP-Methode zu optimistische Voraussagen ab und unterbewertet den Kriechanteil. Neuere Entwicklungen dieser Methode beruhen auf einer doppelten linearen Schadensakkumulation (double linear damage rule) und dem bereits im vorangegangenen Kapitel vorgestellten "strain range conversion principle". Diese Ansätze sollen eine bessere Anpassung an die tatsächliche Werkstoffschädigung gewährleisten, sowie die Auswertung von Belastungshistogrammen ermöglichen /113/. Die Übereinstimmungen sind jedoch noch nicht zufriedenstellend, vgl. Abschnitt 12.

Eine modifizierte SRP-Methode wird in /147/ vorgestellt. Hier werden weitere Aufteilungen der Schleifen in entsprechende Schädigungstypen vorgeschlagen, wobei vor allem Haltezeiten besser erfaßt werden sollen. Durch diese Modifizierung ergeben sich jedoch weitere Konstanten zur Bestimmung, so daß die Handhabung dieser Regel eingeschränkt ist.

Bei einer anderen Extrapolationsmöglichkeit geht man davon aus, daß im Langzeitbereich Kriechschädigung vorherrscht und versucht daher bereits vorhandene Zeitstandunterlagen zu nutzen. Dabei werden ideelle Dehnungsamplituden aus den Zeitstandspannungen nach der Beziehung

$$\epsilon_{at} = \frac{\sigma_{B \text{ Zeitstand}}}{E}$$

errechnet /45/. Diese Methode wurde bereits in Abschnitt 4 vorgestellt und gezeigt, daß die Übereinstimmung offenbar vom zyklischen Ver- oder Entfestigungsverhalten abhängt. Einen interessanten Hinweis gibt Bild 7.16. Hier ist erkennbar, daß im ungeglühten Ausgangszustand die Punkte aus Dehnungswechselversuchen über der umgerechneten Zeitstandkurve liegen. Selbst nach 34000 h Glühung bei 530°C hat sich der Ausscheidungszustand noch nicht wesentlich geändert, so daß keine Beeinträchtigung des Kriechverhaltens stattfand. Nach rd. 72 000 h Glühzeit kann jedoch eine relativ frühzeitiges Absinken unter die umgerechnete Zeitstandkurve beobachtet werden. Daraus ist der Schluß zu ziehen, daß die Kriechfestigkeit durch Ausscheidungen im Korn und an den Korngrenzen herabgesetzt wurde und eine Absenkung der Lebensdauer im Dehnungswechselversuch nach Bild 13.1 bzw. Bild 13.10 stattfand, vgl. auch Abschnitt 7.

Da Ver- und Entfestigungsvorgänge mit dem Ausscheidungszustand gekoppelt sind, vgl. Abschnitt 10.4, scheint die Modifizierung mit  $\sigma_{a \text{ zykl}} / \sigma_{a \text{ stat}}$  nach einem Vorschlag in /10/ für Kurzzeitbereiche in gewissem Rahmen plausibel zu sein. Zu beachten ist aber, daß bei sehr langen Beanspruchungszeiten, wie sie beispielsweise in einem Bauteil auftreten, damit zu rechnen ist, daß das am Ausgangszustand festgelegte Verhältnis  $\sigma_{a \text{ zykl}} / \sigma_{a \text{ stat}}$  sich mit der Gefügestruktur ändert und dann modifiziert werden müßte.

Bild 14.10 bis 14.16 zeigt eine Zusammenstellung von Werkstoffen, bei denen ein Vergleich der Dehnungswechselsergebnisse (aus Gründen der Übersichtlichkeit bzw. Vergleichbarkeit wurden ausschließlich Versuche mit  $t_{\text{HZ}} = t_{\text{HD}} = 20 \text{ min}$  aufgetragen) mit Zeitstandwerten vorgenommen wurde. Alle Kurven wurden mit Hilfe des in Abschnitt 3.2.1. erwähnten Approximationsverfahren erstellt. Eine Belegung mit Versuchspunkten ist in den durchgezogenen Verläufen gegeben, die gestrichelten Kurvenzüge sind Extrapolationen auf der oben erwähnten Basis. Es ist ersichtlich, daß bei allen Werkstoffzuständen eine Verknüpfung mit den Zeitstandwerten im Sinne einer Annäherung an dieselbe möglich ist. Die bereits getroffene Feststellung, daß bei zyklisch verfestigenden Werkstoffen die "Kriechfestigkeit" geringer als die "Wechselfestigkeit" ist, wird bestätigt.

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß "Zeitstandwerte" Anhaltswerte für die Auslegung im Langzeitbereich bei Kriechermüdung darstellen. Bei einer Anwendung sind folgende Punkte zu beachten:

1. Über- oder Unterschneidung der Zeitstandkurve durch Dehnungswechselversuchspunkte ist vom Ausscheidungszustand (zyklischem Verhalten) abhängig. Dieser bestimmt die Wechselwirkung der bis zur Anrißbildung unabhängig voneinander verlaufenden Schädigungen Kriechen und Ermüden. Lange Laufzeiten ändern den Ausscheidungszustand.
2. Dehnungswechselversuche sprechen stärker auf Oxidation an als reine Zeitstandversuche. Es muß daher auch in einem Bereich, in dem nur Kriechschädigung erfolgt (lange Laufzeit, lange stationäre Phasen), mit Werten unter denen der Kriechfestigkeit gerechnet werden.

## 15. Zusammenfassung

### An den Werkstoffen

- 13 CrMo 44 (ferritisch-perlitisch)
- 28 CrMoNiV 49 (bainitisch)
- 28 CrMoNiV 49 (ferritisch-perlitisch-bainitisch)
- GS-17 CrMoV 5 11 (bainitisch)
- X 20 CrMoV 12 1/GS-17 CrMoV 5 11 (Schweißverbindung  
1% CrMoV-Elektrode)
- GS-17 CrMoV 11/GS-17 CrMoV 5 11 (Schweißverbindung  
1 % CrMoV-Elektrode)

wurden Dehnungswechselversuche (konstante Gesamtdehnungsschwingbreite, Haltezeiten bei max. Druck- bzw. Zugdehnung) bei Temperaturen von 350, 450 und 530°C zur Beschreibung von Beanspruchungen wie sie z.B. durch die thermische Beaufschlagung von Turbinenwellen, vgl. Bild 1.1, auftreten, durchgeführt. Begleitend wurden Zeitstandversuche, mechanisch-technologische Versuche, sowie metallografische Untersuchungen durchgeführt. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt beschreiben:

#### 1. Einfluß der Temperatur bzw. des Kriechens auf das Anrißverhalten im Dehnungswechselversuch.

Mit steigenden Temperaturen nehmen die Anrißlastspielzahlen ab. Diese Abnahme wird verstärkt durch Einführung von Haltezeiten für Temperaturen, bei denen eine deutliche Relaxation während der Haltephase eintritt. Die dadurch erzeugte Vergrößerung der plastischen Schwingbreite führt im Zusammenwirken mit der verringerten Formänderungswiderstand im untersuchten Bereich zur schnelleren Anrißbildung durch Ermüdung. Kriechschädigung und Oxidation sind zeitabhängig und üben bei langen Versuchszeiten einen stärkeren Einfluß auf das Versagen aus.

#### 2. Einfluß von Zug- bzw. Druckhaltezeit bei Dehnungswechselversuchen.

Bei Versuchen, die an Proben aus dem Werkstoff GS-17 CrMoV 5 11 durchgeführt werden, ergeben sich im Vergleich zu Versuchen mit symmetrischen Haltezeiten Differenzierungen im Anrißlastspielzahlverhalten. Druckhaltezeiten bewirken im untersuchten Bereich die geringste Schädigung. Im Langzeitbereich erweisen sich auch ausschließliche Zughaltezeiten im Vergleich zu symmetrischen Versuchen als weniger schädigend. Es ergaben sich deutliche Unterschiede in den metallografischen Befunden. Bei symmetrischer Haltezeit bzw. Haltezeiten ausschließlich im Druck, verläuft der Anriß transkristallin ohne Gefügelockerungen, was auf die Dominanz der Ermüdung hinweist. Bei ausschließlicher



Zughaltezeit zeigen die aufgefundenen Gefügelockerungen im Langzeitbereich den überwiegenden Einfluß des Kriechens auf.

### 3. Einfluß des Umgebungsmediums bzw. Oxidation

Die Oxidation beeinträchtigt die Lebensdauer sowohl bei Dehnungswechsel- als auch bei Zeitstandversuchen. Die Lebensdauererhöhung in Schutzgas bei Dehnungswechselbeanspruchung ist abhängig von der aufgebrachten Dehnungsamplitude und der Haltezeit und nimmt mit größer werdender Versuchszeit zu. Der Vergleich zwischen Anrißkennlinie und der mit dem E-Modul umgerechneten Zeitstandkurve zeigt (Bild 6.33 Werkstoff 28 CrMoNiV 49), daß die Unterschneidung der "Zeitstandkennlinie" bei Versuchen in Luft eine Folge der geringeren Ermüdungsfestigkeit<sup>1)</sup> ist. Bei längeren Laufzeiten tritt eine zunehmende Wechselwirkung mit auftretender Kriechschädigung ein. Die tiefere Lage der "Zeitstandkurve" (Bild 6.35, Werkstoff 13 CrMo 44) ist dahingehend zu interpretieren, daß die Kriechfestigkeit<sup>2)</sup> unter der Ermüdungsfestigkeit liegt. Das bedeutet eine stetige Abnahme der letzteren durch Einbeziehung von geschädigten Korngrenzen in den Rißbildungsmechanismus und letztlich eine Annäherung an die "Zeitstandkurve" bei längeren Versuchszeiten. Die metallografischen Befunde zeigen weitgehend transkristallinen Rißverlauf mit bei größeren Laufzeiten zunehmenden interkristallinen Anteilen.

### 4. Einfluß der Vorbehandlung

#### 4.1. Dehnungswechselvorbeanspruchung mit nachfolgendem Zeitstandversuch

Durch diese Vorbeanspruchung wurden sowohl beim Werkstoff 13 CrMo 44 als auch beim Schmiedestahl 28 CrMoNiV 49 im nachfolgenden (Kurz-)Zeitstandversuch Abnahmen der Bruchzeiten festgestellt. Diese liegen jedoch in einem relativ engen Streuband. Die Anwendung der additiven linearen Schadensakkumulationsregel auf Vorbeanspruchung und Kriechen ist nicht zutreffend. Die Lebensdauerabsenkung wurde in erster Linie auf die durch die Vorbeanspruchung verzerrte Oberfläche zurückgeführt. Eine Auswertung nach Kapitel 6 mit der Einzeichnung einer entsprechenden Grenze bestätigte dies.

---

1) Risse werden durch Ermüdungsschädigung erzeugt

2) Risse werden durch Kriechschädigung erzeugt

#### 4.2. Auslagerung mit nachfolgender Dehnungswechsel- bzw. Zeitstandbeanspruchung

Kurzzeitige Glühungen (Glühzeit  $\leq$  Versuchszeit) bewirken keine Änderungen im Dehnungswechselversuch. Im Zeitstandversuch werden Lebensdauerabsenkungen beobachtet. Langzeitige Glühungen setzen im Rahmen dieser Versuche die Lebensdauer sowohl im Dehnungswechselversuch als auch im Zeitstandversuch herab. Dies ist auf die Ausscheidungszustandsänderungen zurückzuführen, die sowohl die ermüdungsbedingte als auch kriechbedingte Anrißbildung beeinflusst. Dadurch wird auch eine Änderung der Zuordnung "Zeitstand"versuchswerte und Dehnungswechselversuchswerte in der gemeinsamen Auftragung bewirkt, d.h. der Schnittpunkt mit der "Zeitbruchkennlinie" wird zu niedrigeren Zeiten verschoben. Dies ist auf die ausscheidungsbedingte, verminderte Kriechfestigkeit zurückzuführen.

#### 4.3. Vorverformung mit nachfolgender Dehnungswechsel- bzw. Zeitstandbeanspruchung

Verfestigung durch Kaltziehen bei den untersuchten Werkstoffen 13 CrMo 44 und 28 CrMoNiV 49 bewirkt im Kurzzeitbereich eine Erhöhung der Anrißlastspielzahl. Bei kurzzeitigen Zeitstandversuchen ist eine Abnahme der Bruchzeit zu beobachten. Bei längeren Laufzeiten ist nicht mit einer weiteren Beeinflussung zu rechnen.

#### 4.4. Oberflächenveränderung mit nachfolgender Dehnungswechselbeanspruchung

Verfestigungen der Oberfläche durch Kugelstrahlen bewirken im Kurzzeitbereich bei Dehnungswechselversuchen eine Lebensdauererhöhung. Bei längeren Versuchen wird dieser Effekt durch die Oxidation bzw. das Abplatzen der verfestigten Schicht aufgehoben.

#### 4.5. Einfluß einer Wärmebehandlung

Der Gefügestand bestimmt das zyklische Verhalten. Im Vergleich zum bainitischen Ausgangszustand zeigt der ferritisch-perlitisch-bainitische 28 CrMoNiV 49 im untersuchten Bereich höhere Lastspielzahlen bis zum Anriß.

## 5. Untersuchung von Schweißverbindungen.

Die Anrißbildung bei Längsnahtproben<sup>1)</sup> wird bestimmt durch den schwächeren Teil der Werkstoffkombination. Bei Querproben<sup>2)</sup> tritt eine Dehnungskonzentration im weichsten Teil der Meßlänge ein, maßgebend für die Anrißbildung ist die erzwungene absolute Dehnungsschwingbreite des jeweiligen Werkstoffbereichs. Bei der Schweißverbindung GS-17 CrMoV 5 11/ GS-17 CrMoV 5 11 war der Grundwerkstoff GS-17 CrMoV 5 11, bei der Schweißverbindung X 20 CrMoV 5 11/GS-17 CrMoV 5 11 war (untersucht wurde die X 20 Seite) die Entmischungszone des Schweißgutes Ausgangspunkt für den Hauptanriß. Vorausberechnungen auf der Basis der anteiligen Dehnung aufgrund von Fließkurven bestätigen dies, soweit die Zonen richtig erfaßt werden können.

## 6. Einfluß zweistufiger Dehnungswechselbeanspruchung

Die lineare Schadensakkumulationsregel wird in einem gewissen Toleranzrahmen (+ 14 %, - 17 % Abweichung) für die durchgeführten Versuche mit hintereinandergeschalteten Blöcken niedriger Dehnungsamplitude mit längeren Haltezeiten bzw. größeren Dehnungsamplituden mit kurzen Haltezeiten bestätigt.

## 7. Nachweis von Kriechschädigungen

Die metallografischen Untersuchungen langzeitbeanspruchter Dehnungswechselproben mit Haltezeiten zeigten teilweise Hinweise auf interkristalline Schädigungen bzw. Gefügelockerungen durch Kriecheinfluß. In nachträglich erzeugten Gewaltbruchflächen von Zeitstandproben bzw. Dehnwechselproben mit Haltezeiten wurden interkristalline Trennungen gefunden, die im Schlichtlichtoptisch nicht erkennbar sind. Die Zahl bzw. Gesamtfläche dieser Trennungen ist von der Versuchszeit abhängig. Anhand von Zugversuchen im REM konnte festgestellt werden, daß sich diese Korngrenzenschwächungen unter Zugbelastung zwar öffnen, jedoch die nicht unbedingt Ausgang von Brüchen sind.

---

1) Längsnahtproben: Querschnitt enthält zu gleichen Teilen Schweißgut und Grundwerkstoff durch die WEZ getrennt.

2) Querproben: auf die Probenlänge entfallen unterschiedliche Anteile von Schweißgut, WEZ und Grundwerkstoff

## 8. Einfluß der Kriechermüdung auf die Duktilität

Anhand von  $A_v$ -T-Kurven und Zugversuchen konnte festgestellt werden, daß zyklisch entfestigende Werkstoffe nicht zur Dehnungsalterung im Sinne einer Abnahme der Verformungsfähigkeit neigen. Bei zyklisch verfestigenden Werkstoffen wird dagegen der Übergangsbereich der  $A_v$ -T-Kurve zu höheren Temperaturen verschoben. Das Streckgrenzenverhältnis nimmt bei verfestigenden Werkstoffen mit wachsender Dehnungswechselvorbeanspruchung zu, bei entfestigenden Stählen ab. Diese Veränderungen sind in erster Linie ermüdungsbedingten Strukturänderungen zuzuschreiben.

## 9. Schädigungsmechanismen - Ribentstehung - Schadensakkumulation

Im Kurzzeitbereich wird die Anrißbildung durch Ermüdungsvorgänge bestimmt, die auf plastischer Verformung beruhen. Hier besteht zwischen den plastischen Anteilen der Dehnungsschwingbreite und der Anrißlastspielzahl ein linearer Zusammenhang. Die Lebensdauerverkürzungen durch Haltezeitversuche bei größeren Dehnungsschwingamplituden sind zum Überwiegenden Teil auf die Vergrößerung der plastischen Dehnung infolge Relaxation zurückzuführen. Grenzwerte für die plastische Verformung im Sinne einer Akkumulation wurden nicht festgestellt. Bei sehr kleinen Dehnungsschwingbreiten erfolgt eine Schädigung durch Kriechen. Im allg. ist erst bei der mikroskopischen Anrißbildung eine gegenseitige Beeinflussung von Kriech- bzw. Ermüdungsschädigung zu erwarten. Hierzu wurden abhängig von äußerer Belastung und Zeit Anrißmechanismen vorgestellt.

Verschiedene teilweise in technischen Regelwerken gebräuchliche Verfahren zur Extrapolation bzw. Schadensakkumulation wurden anhand der bekannten Versuchsergebnisse überprüft. Dabei konnten jedoch keine zufriedenstellende Ergebnisse erzielt werden. Die Ursache hierfür liegt in falschen Voraussetzungen bei der Beurteilung des Schädigungsablaufes bzw. in der Vernachlässigung von nicht erfassbaren zeitabhängigen Größen wie Oxidation und Gefügestrukturänderungen.

Der Vergleich von umgerechneten Zeitstandkurven mit Anrißkennlinien anhand verschiedener, sich unterschiedlich zyklisch verhaltender Werkstoffe, zeigte, daß Zeitstandkennwerte zur Beschreibung des Langzeitkriechverhaltens unterstützend herangezogen werden können.

Lineare Teilakkumulationen von Kriech- und Ermüdungsschädigungen sind bei langen Versuchszeiten nicht befriedigend, da sie die Wechselwirkungen bei der mikroskopischen Anrißbildung nicht berücksichtigen.

Zuverlässige Auslegungskennlinien erfordern Langzeitversuche, wie sie beispielsweise für Zeitstandversuche vorliegen. Diese stellen bei Berücksichtigung von Faktoren, wie Oxidation und Strukturänderungen, Unterlagen für eine qualitative Abschätzung dar.

16. Schrifttum

- /1/ Genill, M.G.  
A Review of Design and Operating Experience and the choice of Materials  
The Metals and Metallurgy Trust, London 1967, 1-14
- /2/ Mayer, K.H.  
Kriech- und Ermüdungsbeanspruchung von Kraftwerksbauteilen  
Vorgetragen auf der VGB-Konferenz "Kraftwerks-Hilfs-einrichtungen 1982", Grugahalle Essen, 10./11.3.1982
- /3/ Dehnungswechselkurven "Technologietransfer"  
Vorhaben Nr. 224  
Parameterstudie zur Erstellung von Dehnungswechselkurven aufgrund verfügbarer Ergebnisse aus Kurzzeit- und Zeitstandversuchen  
Forschungsberichte der Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen, Heft 275, 1980
- /4/ Tremmel, D.  
Ermüdung von Bauteilen in Dampfkraftanlagen  
Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle, 07.12.1979, Düsseldorf
- /5/ Kußmaul, K.  
Festigkeitsverhalten von Stählen bei wechselnder überelastischer Beanspruchung  
Diss. TH Stuttgart, 1963
- /6/ Kußmaul, K.  
Low Cycle Fatigue of Steels  
Pressure Vessel Technology, Part II, Materials and Fabrication, ASME 1969, 11-10, S. 1163-1177
- /7/ Luft, G.  
Zeitfestigkeitsverhalten von Stählen  
Techn. wissenschaftl. Berichte MPA Stuttgart, Heft 68-02
- /8/ Sautter, S.  
Der Einfluß von Temperatur, Dehnungsgeschwindigkeit und Haltezeit auf das Zeitfestigkeitsverhalten von Stählen  
Techn.-wissenschaftl. Bericht MPA Stuttgart, Heft 71-04
- /9/ Idler, R.  
Thermische Werkstoffermüdung  
Forschungsberichte Verbrennungskraftmaschinen, Heft 208, 1976
- /10/ Bhongbhibhat, S.  
Untersuchungen über das Werkstoffverhalten im Gebiet der Zeitfestigkeit zur Erstellung von Berechnungsunterlagen für überwiegend thermisch beanspruchte Bauteile  
Diss. Universität Stuttgart, 1979



- /11/ Mackenzie, C.T. und P.P. Benham  
Push-pull low endurance fatigue of En 25 and En 32 B  
steels at 20°C and 450°C  
Proc. Instn. Mech. Engrs. Vol. 180 Pt 1 No 30, 709/722
- /12/ Wood, D.S.  
The effect of creep on the high strain fatigue behavior  
of a pressure vessel steel  
Welding Journ. Res. Suppl. Vol. 45 (1966) Nr. 2, 90/96
- /13/ Coffin, L.F.  
Introduction to high-temperature low-cycle fatigue  
SESA Spring Meeting 1967, oHawa, Ont. Can., May 16-19
- /14/ Slot, T. und R.H. Stentz  
Experimental procedures of low cycle fatigue research  
at high temperatures  
SESA Spring Meeting 1967, o Hawa, Ont. Can., May 16-19
- /15/ Berling, J.T. und T. Slot  
Effect of temperature and strain rate on low-cycle fatigue  
resistance of AISI 304, 316 and 348 stainless steel.  
Fatigue at high temperature, ASTM STP 459, 1969, S. 3-30
- /16/ Salkin, R.V. und J.M. Diez  
Behavior of three steels for superheater tubes in low-  
cycle fatigue at elevated temperatur. Int. Conf. on  
thermal stresses and thermal fatigue, Berkeley, 1969,  
Paper No 37
- /17/ Coles, A. und A. Chitty  
Ductility and reverse bend fatigue, the metals and metall-  
urgy trust, London, 1967, S. 328-345
- /18/ Jaske, C.E. Mindlin, H. und J.S. Perrin  
International Conference on creep and fatigue. Publ.  
by the Institution of Mechanical Engineers. London 1974,  
S. 163 1/7
- /19/ C.E. Jaske et al  
Low cycle fatigue of type 347 stainless steel and Hastelloy  
Alloy x in hydrogen gas and in air at elevated temperatures  
NASA-CR-135022 (Battelle Columbus Labs., Ohio)
- /20/ MPA-Stuttgart, Untersuchung durchgeführt im Auftrag der  
Fa. MAN Nürnberg, Bericht Nr. M 31055
- /21/ Yoshida, S., Kanazawa, K., Yamaguchi, K., Kobayachi, K.,  
Sato, M., Suzuki, N. und M. Shiohara  
Elevated-temperature fatigue properties at Engineering  
Materials, Part III, Trans. of National Research Institute  
of Metals Vol. 20, No. 3, 1978

- /22/ Forrest, P.G.  
The fatigue behavior of mild steels at temperatures  
up to 500°C  
Journal of the Iron and Steel Institute, June 1962
- /23/ NRIIM-Fatigue Data Sheet, No. 7  
Low Cycle Fatigue Properties of SCM4 (2,25 Cr-1 Mo)  
Steel Plate for Pressure Vessels, 1978
- /24/ MPA- Stuttgart  
Untersuchung durchgeführt im Auftrag der Fa. BBC-Baden,  
Schweiz, Bericht Nr. 934 523 (1974)
- /25/ Kanazawa, K., Yamaguchi, K., Sato, M., Kobayachi, K.,  
Suzuki, N., Shiohara, M. und S. Yoshida  
Elevated Temperature Fatigue Properties of Engineering  
Materials Part IV  
Trans. of National Research Institute for Metals  
Vol. 20, No. 5, 1978
- /26/ Udoguchi, T. und T. Wada  
Thermal Effect on Low-cycle Fatigue Strength of Steels  
Int. Conference on Thermal Stresses and Thermal Fatigue  
Berkeley, 1969, Paper No. 18
- /27/ Cheng, C.F., Cheng, C.Y., Diercks, D.R. und R.W. Weeks  
Low Cycle Fatigue Behavior of Types 304 and 316 Stainless  
Steel at LMFBR Operating Temperature, Fatigue at Elevated  
Temperatures  
ASTM-STP 520
- /28/ Yoshida, S., Kanazawa, K., Yamaguchi, K., Sasaki, M.,  
Kobayachi, K. und M. Sato  
Elevated-Temperature Fatigue Properties of Engineering  
Materials, Part I  
Trans. of National Research Inst. for Metals, Vol. 19,  
No. 5, 1977
- /29/ Yoshida, S., Kanazawa, K., Yamaguchi, K., Sato, M.,  
Kobayachi, K. und N. Suzuki  
Elevated-Temperature Fatigue Properties on Engineering  
Materials, Part II  
Trans. of National Research Inst. for Metals, Vol. 20,  
No. 1, 1978
- /30/ Kanazawa, K., Yamaguchi, K., Sato, M., Kobayachi, K.  
Suzuki, N., Shiohara, M. und S. Yoshida  
Elevated-Temperature Fatigue Properties of Engineering  
Materials, Part V  
Trans. of National Research Inst. for Metals, Vo. 20,  
No. 6, 1978
- /31/ Wareing, J., Tomkins, B. und S. Sumner  
Extent to which Material Properties Control Fatigue  
Failure at Elevated Temperatures  
ASTM-STP 520, 1973, pp. 123-138

- /32/ Manson, S.S. und G. Halford  
A Method of Estimating High Temperature  
Low Cycle Fatigue Behavior of Metals  
Thermal and High Strain Fatigue  
The Metals and Metallurgy Trust 1967
- /39/ A.J. Opinsky  
Bend Fatigue of Two Iron-Nickel-Base Superalloys at  
Elevated Temperature  
ASTM STP 520 pp. 451-461
- /34/ J.B. Conway  
Short time tensile and low cycle fatigue studies of Incoloy  
800  
United States Atomic Energy Commission  
GEMP 732, 1969
- /35/ Soo, P. und J.G.Y. Chow  
Correlation of Low Cycle and High-Cycle Fatigue Data for  
solution-annealed Incoloy 800  
Int. Conference Alloy 800, March 1978  
in Petten, Netherland
- /36/ Forrest, P.G. und K.B. Armstrong  
The Thermal-Fatigue Resistance of Nickel-Chromium Alloys  
Proc. Instn. Mech. Engrs. 1978, 1963-64  
Part 3 A, pp. 3-1 bis 3-8
- /37/ Brinkman, C.R. und G.E. Korth  
Strain Fatigue and Tensile Behavior of Inconel 718 from  
Room Temperature to 650°C  
Journal of Testing and Evaluation, Vol. 2, No. 4, July 1974,  
pp. 249-259
- /38/ D.A. Spera  
The Calculation of elevated temperature cyclic life  
considering low-cycle fatigue and creep  
National aeronautics and space administration, 4, 1969
- /39/ Kortovich, G.S. und A.A. Skeinker  
A Strainrange Partitioning Analysis of low cycle fatigue  
of Coated and Uncoated René 80  
AGARD Conference, Proceeding Nr. 243
- /40/ Witt, A. und M. Pucher  
Untersuchung des Verhaltens von Turbinen-Gußwerkstoffen  
unter simulanten Temperatur- und Dehnungszyklen  
Cost 50 Vorhaben D 3/2, Schlußbericht
- /41/ J.S. Laub  
Some Thermal Fatigue Characteristics of Mild Steel for  
Heat Exchangers  
ASTM STP 612, 1976, pp.141-156
- /42/ C.E. Jaske  
Thermal-Mechanical, Low-Cycle Fatigue of AISI 1010 Steel  
ASTM STP 612, 1976, pp. 170-199

- /43/ Brinkman, C.R., J.P. Strizak und J.F. King  
Elevated Temperature Fatigue Characterization  
of Transition Joint Weld Metal and Heat Affected  
Zone in Support of Breeder Steam Generator Development  
ASTM-STP 648, 1978, pp. 218-234
- /44/ Smith, R.W., M.H. Hirschberg und S.S. Manson  
NASA TN D-1574, 1963
- /45/ Timo, D.P. und G.W. Sarney  
The Operating of Large Steam Turbines to limit Cyclic  
Thermal Cracking  
ASME Publication 67-WA /PWR-4
- /46/ D.P. Timo  
Designing Turbine Components for Low Cycle Fatigue  
Int. Conf. Thermal Stresses and Thermal Fatigue  
23-26 September, 1969, Berkeley
- /47/ Diercks, D.R. und D.T. Raske  
Elevated Temperature Strain -Controlled Fatigue.  
Data on Type 304 Stainless Steel. A Compilation, Multiple  
Linear Regression Model an Statistical Analysis  
ANL 76-95, 1976, Argonne National Laboratories
- /48/ J. Wareing  
Creep-fatigue interaction in austenitic stainless steels  
Metallurgical Transactions A, Volume 8 A, May 1977  
711/721
- /49/ M.M. Leven  
Experimental Mechanics, Vol. 13, No. 9, 1973, p 353
- /50/ Privatmitteilung von L.F. Coffin bei einer Diskussion  
anlässlich des 5. MPA Seminars am 9.10.79
- /51/ Lord, D.C. und L.F. Coffin, Jr.  
Met.Trans. 1973, vol. 4. pp. 1647/54
- /52/ W.J. Ostergren  
A Damage Function and Associated Failure Equations for  
Predicting Hold Time and Frequency Effects in Elevated  
Temperature, Low Cycle Fatigue  
Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 4,  
No. 5, Sept. 1976, pp. 327-339
- /53/ Berling, J.T. und J.B. Conway  
Effect of Hold Time on the Low-Cycle Fatigue Resistance  
of 304 Stainless Steel at 1200°F  
Presented at the First International Conference on  
Pressure Vessel Technology, Delft 1969

- /54/ P.M. Toor  
High-strain fatigue behavior of Cr-Mo steel at  
room and elevated temperature  
Instn.Mech.Engrs. Conference Publication 13, 1973
- /55/ Edmunds, H.G. und D.J.White  
Observations of the effect of creep relaxation  
on high-strain fatigue  
Journal Mechanical Engineering Science, Vol.8, No.3,  
1966, S.310/32
- /56/ Coles, A., Hill, G.J., Dawson, R.A.T. und S.J.Watson  
The high-strain fatigue properties of low-alloy creep-  
resisting steels. Thermal and high-strain fatigue the  
metals and metallurgy trust of the Institute of metals  
and the institution of metallurgists  
17 Belgrave Square, London, S.W.1, 1967, p.270/294
- /57/ Broom, T. und A. Nicholson  
Atmospheric Corrosion - Fatigue of Age-Hardened  
Aluminium Alloys, Journal of the Institute of Metals,  
Vol. 89, 1960-1961, p. 183
- /58/ M.R. Achter  
Effect of environment on fatigue cracks  
Fatigue crack propagation, ASTM, STP 415  
Am. Soc. Testing Mats., 1967, p. 181
- /59/ M.R. Achter  
Mechanical behaviour of metals in vacuum  
Ann. Technical Meeting Proc., Inst. Environm. Sciences (1963)  
p. 385-94
- /60/ D.J. White  
Effect of environment and hold time on the high strain  
fatigue endurance of 1/2 per cent molybdenum steel  
Proc. Instn.Mech.Engrs. 1969-70, Vol. 184, Pt 1, No.12
- /61/ Böhmer, M. und D.Munz  
Das Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe im  
Vakuum und in verschiedenen Gasatmosphären  
Teil 1, Metall 24, Mai 1970, Heft 5, S.446 - 455  
Teil 2, Metall 24, August 1970, Heft 8, S.857 - 863
- /62/ L.F. Coffin Jr.  
The effect of high vacuum on the low cycle fatigue law  
Metallurgical transactions, Volume 3, July 1972,  
p. 1777 - 1788
- /63/ L.F. Coffin Jr.  
Fatigue at high temperature  
Fatigue at elevated temperatures  
ASTM STP 520, 1973. pp.5 - 34

- /64/ S.S. Manson  
The challenge to unity treatment of high temperature fatigue - a partisan proposal based on strain range partitioning  
Fatigue at elevated temperatures, ASTM STP 520, 1973, pp. 744-782
- /65/ Elder, W.J., Mariott, J.B. und M.C. Murphy  
High-strain fatigue properties of cast 1/2 Cr-Mo-V-Steels  
Fatigue at elevated temperatures, ASTM STP 520, 1973, p. 320-331
- /66/ Stewart, A.T.  
The influence of environment and stress ratio on fatigue crack growth at near threshold stress intensities in low-alloy steels  
Engineering Fracture Mechanics Vol. 13, pp. 463-428
- /67/ Teranishi, H. und A.J. McEvily  
On fatigue crack initiation and propagation at elevated temperature  
Advances in Fracture Research (Fracture 81) 5th International Conference on Fracture, Cannes, France, 29 March-3 April 1981  
Vol. 5, S. 2439-2447
- /68/ Menon, M.N. (1976), AFML-TR-76-172 zitiert in:  
B. Tomkins  
Fatigue: Introduction and Phenomenology Creep and fatigue in high temperature alloys  
herausgegeben von J.Bressers  
Applied science publishers Ltd, London, 1981
- /69/ Berling, J.T. und J.B. Conway  
Effect of Hold Time on the Low Cycle Fatigue Resistance of 304 Stainless Steel at 1200°F  
Proc. of First Conf. on Pressure Vessel Technology  
Delft Sept 69 II/96 S. 1233-1246
- /70/ H. Seidel  
Einfluß einer Zeitstandbelastung auf das Dauerschwingverhalten eines CrMoV-Stahles  
Creep 1976, CSSR  
weitere Angaben unbekannt
- /71/ Wood, D.S., Wynn, J. Baldwin, A.B. und P. O' Riordan  
Some creep/fatigue properties of type 316 steel at 625°C  
Fatigue of Engineering Materials and Structures, Vol. 3, pp. 39-57, Pergamon Press, 1980
- /72/ Etienne, C.F. und O. van Rossum  
Vergleichende Untersuchungen an warmfesten Stählen im Lieferzustand und nach langzeitiger Betriebsbeanspruchung bei gleichbleibender sowie periodisch veränderlicher Beanspruchung.  
Halbjahresbericht, Forschungsantrag 7210-KE-603, Periode 1.1.81 bis 30.7.80 Metaalinstituut TNO



- /73/ D. Sidey  
Creep-fatigue interactions in a low alloy steel  
Fracture 1977, Volume 2, ICF 4 Waterloo, Canada,  
June 19-24, 1977, S. 813/819
- /74/ Plumtree, A. und N.-G. Persson  
Creep-fatigue interaction in an austenitic Fe-Ni-Cr  
alloy at 600°C  
Fracture 1977, Volume 2, ICF 4 Waterloo, Canada,  
June 19-24, 1977, S. 821/829
- /75/ Worswick, D. und R. Pilkington  
The effect of prior damage on creep-crack propagation  
in ferritic steels  
Strength of metals and alloys  
Proceedings of 5th International Conference Aachen,  
West Germany, August 27-31, 1979
- /76/ Idler, R., Sautter, S., Bhonghibhat, S. und F. Schöckle  
Das Zeitfestigkeitsverhalten von Stählen unter Berücksichtigung von Temperatur, Dehngeschwindigkeit, Haltezeit, Oberflächenbeschaffenheit, Schweißung und Kerbwirkung  
Forschungsberichte Verbrennungskraftmaschinen, Heft 208, 1976
- /77/ Rezgui, B. Petrequin, P. und M. Mottot  
Hold time effects on low cycle fatigue properties of 316 L stainless steel at 600°C and 650°C  
Advances in Fracture Research (Fracture 81) Vol. 5,  
5th International Conference on Fracture, Cannes, France, 29 March - 3 April 1981
- /78/ Day, M.F. und G.B. Thomas  
Influence of metallurgical variables on low cycle fatigue behavior of Ni-Cr base alloys at high temperatures  
European concerted action, Cost 50 - Materials for gas turbines, NPL 8, Final report, 1976
- /79/ Keller, H. und A. Krisch  
Der Einfluß der Carbidausscheidungen auf das Kriechverhalten warmfester Chrom-Molybdän-Stähle  
Arch. Eisenhüttenwesen 48, 1977, Nr. 1, S. 49-53
- /80/ Yagi, K. und K. Maile  
Kriech-Ermüdungsverhalten eines gefügestabilen austenitischen Stahles nach langzeitiger Auslagerung  
Stahl und Eisen 101 (1981), Heft 20, Seite 65/71
- /81/ Kuwabara, K. und Nitta, A.  
On high-temperature fatigue and creep strength of a 2,25 Cr-1Mo-steel pipe material used for a long period  
Criept Report E 279 002, July 1979  
Central Research Institute of Electric Power Industry, Tokyo
- /82/ H. Wohlfahrt  
Einfluß von Eigenspannungen in "Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung"  
Berichte, gehalten im Kontaktstudium "Werkstoffkunde Eisen und Stahl III"  
Herausgeber: Prof. Dr. rer. nat. W. Dahl, Aachen, 1978

- /83/ M.R. Hempel  
Surface condition and fatigue strength  
Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, Germany  
weitere Angaben unbekannt
- /84/ Sonsino, C.M. und K.E. Hagedorn  
Einfluß einer Kaltverformung auf das Zeit- und Kurzzeit-  
schwingfestigkeitsverhalten der Stähle StE 47 und StE 70  
Arch. Eisenhüttenwes. 51 (1980), Nr. 8, August, S. 341/345
- /85/ Landgraf, R.W. und A.M. Sherman  
Fatigue behavior at microalloyed steels  
Microalloying 75, Proceedings, October 1-3, 1975  
Washington, D.C., S. 498/502
- /86/ Sachs, G. und V. Weiß  
Beitrag zur Kurzzeit-Ermüdung  
Z. Metallkunde 53 (1962), S. 37
- /87/ Marlin, R.T., Casandey, F. und J.K. Tien  
The effect of predeformation on the creep and stress rupture  
of oxide dispersion strengthened mechanical alloy  
Metallurgical transactions A, American Society for metals  
and the metallurgical society of AIME, Volume 11 A,  
November 1980, S. 1771/1775
- /88/ Handfield, L. und J.I. Dickson  
The low cycle fatigue and cyclic behaviour of zirconium  
Advances in Fracture Research, Fracture 81, 5th International  
Conference on Fracture, Cannes, France, 29 March-3 April 1981
- /89/ H.J. Maier  
Über den Einfluß einer Kaltverformung auf die Zeitfestigkeit  
biegewechselbeanspruchter glatter Proben  
Techn.-wiss. Ber. MPA Stuttgart (1975)
- /90/ Starker, P., Wohlfahrt, H. und E. Macherands  
Der Amplitudeneinfluß auf die Bildung von Ermüdungsanrissen  
in gehärteten und kugelgestrahlten Biegeproben aus Stahl Ck 45  
Arch. Eisenhüttenwes. 51 (1980), Nr. 10, S. 439/443
- /91/ H. Chen  
Versprödung, Mikrorißentstehung und Rißerweiterung beim Span-  
nungsarmglühen geschweißter niedriglegierter NiMoCr-Stähle  
Dissertation, Universität Stuttgart 1976
- /92/ Skelton, R.P. und J.I. Bucklow  
Cyclic oxidation and crack growth during high strain fatigue  
of low alloy steel  
Metal Science, February 1978, S. 64/70
- /93/ Harrison, J.D.  
The Basis for a Proposed Acceptance Standard for Weld  
Defects, Part 1: Porosity  
The Welding Institute Research Report, Misc. 26/3/71,  
s.a. International Institute of Welding, Doc. XIII-624-71
- /94/ Iida, K. and Inou, H.  
Low Cycle Fatigue Behaviour of Welded and Notched Wide Plate  
of Mild and High Strength Steels  
International Institute of Welding,  
Doc. XIII-429-66

- /95/ Ishii, Y. and Iida, K.  
Low and Intermediate Cycle Fatigue Strength of Butt  
Welds containing Weld Defects  
Journal of the Society of Nondestructive Testing in  
Japan, Vol. 18, No. 10, 1969, s.a.  
International Institute of Welding, Doc. XIII-560-69
- /96/ Watanabe, M., Nagai, K., Otsuka, A., Nagata, Y.  
A Study of Fatigue Strength in Weld Metal and HAZ  
of Mild Steel Weld  
International Institute of Welding, Doc. XIII-461-87
- /97/ Wellinger, K., Eichhorn, F. und Gimmel, P.  
Schweißen  
Alfred Kröner Verlag Stuttgart, 1964
- /98/ Zirn, R.  
Schwingfestigkeitsverhalten geschweißter Rohrknotenpunkte  
und Rohrlaschenverbindungen  
Techn.-wiss. Bericht MPA Stuttgart (1975), Heft 75 - 01
- /99/ D.T. Raske  
Low-cycle fatigue and cyclic deformation behaviour of  
type 16-8-2 weld metal at elevated temperatures.  
Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D.W. Hoepfner,  
Ed., American Society for Testing and Materials, 1978, pp. 57-72
- /100/ W.H. Munse  
Fatigue of Weldments-Tests, Design, and Service  
Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D.W. Hoepfner, Ed.,  
American Society for Testing and Materials, 1978, pp. 3-21.
- /101/ H.S., Reemsnyder  
Development and Application of Fatigue Data for Structural  
Steel Weldments.  
Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D.W. Hoepfner,  
Ed., American Society for Testing and Materials, 1978,  
pp. 3-21
- /102/ Lawrence, F.V., Jr., Mattos, R.J., Higashida, Y. and Burk, J.D.  
Estimating the Fatigue Crack Initiation Life of Welds  
Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D.W. Hoepfner,  
Ed., American Society for Testing and Materials, 1978,  
pp. 134-158.
- /103/ Brinkman, C.R., Strizak, J.P. and King, J.F.  
Elevated Temperature Fatigue Characterization of Transition  
Joint Weld Metal and Heat Affected Zone in Support of  
Breeder Steam Generator Development  
Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D.W. Hoepfner,  
Ed., American Society for Testing and Materials, 1978, pp. 218-234
- /104/ Seeley, R.R., Katz, L., and Smith, J.R.M.  
Fatigue Crack Growth in Low Alloy Steel Submerged Arc Weld  
Metals  
Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D.W. Hoepfner,  
Ed., American Society for Testing and Materials, 1978,  
pp. 261-284

- /105/ Sandifer, J.P. and Bowle, G.E.  
Fatigue Crack Propagation in A537M Steel  
Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D.W. Hoehner,  
Ed., American Society for Testing and Materials, 1  
pp. 185 - 196
  
- /106/ Baeslack, W.A., Savage W.F. und D.J. Duquette  
Effect of nitrogen on the microstructure and stress corrosion  
cracking of stainless steel weld metals  
Welding Research Supplement, March 1979, 83s/90s
  
- /107/ El Haddad, M.H., Topper, T.H. und I.F.C. Smith  
Fatigue life predictions of welded components based on  
fracture mechanics  
Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 8, No. 6,  
Nov. 1980, pp. 301 - 307
  
- /108/ Fujimoto, M. und M. Izumi  
The effect of incomplete root penetration on the low  
cycle fatigue behaviour of T-butt welds  
Presented at Commission XIII 1980 Annual Assembly of  
International Institute of Welding, February, 1980,  
Tokyo
  
- /109/ Amzallag, C., Bernard, J.L., Rabbe, P. und G. Slama  
Fatigue behaviour of welded joints between dissimilar  
metals (austenitic stainless steels and low alloy steels)  
Advances in Fracture Research (Fracture 81), ICF5 Cannes,  
France, 29 March - 3 April 1981
  
- /110/ Bhongbhibhat, S. und K.Maile  
Unveröffentlichte Ergebnisse des Forschungsprogramms  
"Langzeitdehnungswechselverhalten"  
AIF-Nr.6040
  
- /111/ Batte, A.D., Murphy, M.C. und M.B. Stringer  
High-Strain hightemperature fatigue properties of a  
0,5 Cr-Mo-V steam turbine casing steel  
Metals technology, December 1978, S.405/414
  
- /112/ Shin-ya, N. und S.R. Keown  
Correlation between rupture ductility and cavitation  
in Cr-Mo-V steels  
Metal science, February 1979, S.89/94
  
- /113/ Manson, S.S.  
Some useful concepts for the designer in treating cumula-  
tive fatigue damage at elevated temperatures  
Mechanical behaviour of materials, KM 3, Proceedings  
of the third international conference, Cambridge,  
20 - 24. August 1979, Volume 1, S.13/46

- /114/ Ashby, M.F. und B. Tomkins  
Micromechanisms of fracture and elevated temperature  
fracture mechanics  
Mechanical behaviour of materials, ICM 3, Proceedings  
of the third international conference, Cambridge,  
20 - 24. August 1979, Volume 1, S. 47/89
- /115/ Miller, D.A. und W.J. Plumbridge  
Understanding fatigue-creep interactions  
Advances in fracture research (Fracture 81) ICF 5,  
5th International Conference on Fracture, Cannes,  
29. March - 3. April 1981, Volume 3, S. 1403/1409
- /116/ Zeitstandversuch durchgeführt am IFW Darmstadt
- /117/ H. Hendawy  
Beurteilung der Zeitstandschädigung des warmfesten  
Stahles 13 CrMo 44 durch Kombination mehrerer Meßver-  
fahren  
Dissertation Universität Erlangen-Nürnberg, 1979
- /118/ Florin, C., Horstmann, D. und H. Imgrund  
Der Einfluß einer Wärmebehandlung auf das Langzeit-  
verhalten des Stahles 30 CrMoNiV 511 bei 550°C  
Arch. Eisenhüttenwes. 45 (1974) Nr. 7, Juli S. 457/463
- /119/ Horstmann, D., Kudielka, H., Keller, H. und A. Krisch  
Vorgänge im Mikrogefüge von Chrom-Molybdän-Vanadin-  
Stählen während einer Zeitstandsbeanspruchung bei 550°C  
Arch. Eisenhüttenwes. 45 (1974) Nr. 10, Oktober S. 711/717
- /120/ Relander, K. und T. Geiger  
Gefügeänderungen in den warmfesten Stählen 13 CrMo 44 und  
10 CrMo 9 10 bei langfristigem Glühen zwischen 550 und 780°C  
Arch. Eisenhüttenwes. 37 (1966), Nr. 11, November S. 897/906
- /121/ Melzer, B., Seidel, H. und P. Schultheiss  
Veränderungen des Gefüges des Stahles 9 CrMo 9 10 im Zeit-  
standversuch im Hinblick auf die Ermittlung der Lebensdauer  
Die Technik, 25, Heft 6, Juni 1970, S. 392/398
- /122/ Keller, H. und A. Krisch  
Der Einfluß der Carbidausscheidungen auf das Kriechverhalten  
warmfester Chrom-Molybdän-Stähle  
Arch. Eisenhüttenwes. 48 (1977) Nr. 1, Januar S. 49/53
- /123/ Löhberg, K., Marin, E. und H. Veith  
Arch. Eisenhüttenwes. 43 (1972) S. 789/96
- /124/ Kußmaul, K.  
Aktuelle Werkstoffprobleme beim Bau von Dampfkesseln,  
Druckbehältern und Rohrleitungen  
VGB 48, 1968, S. 359-362

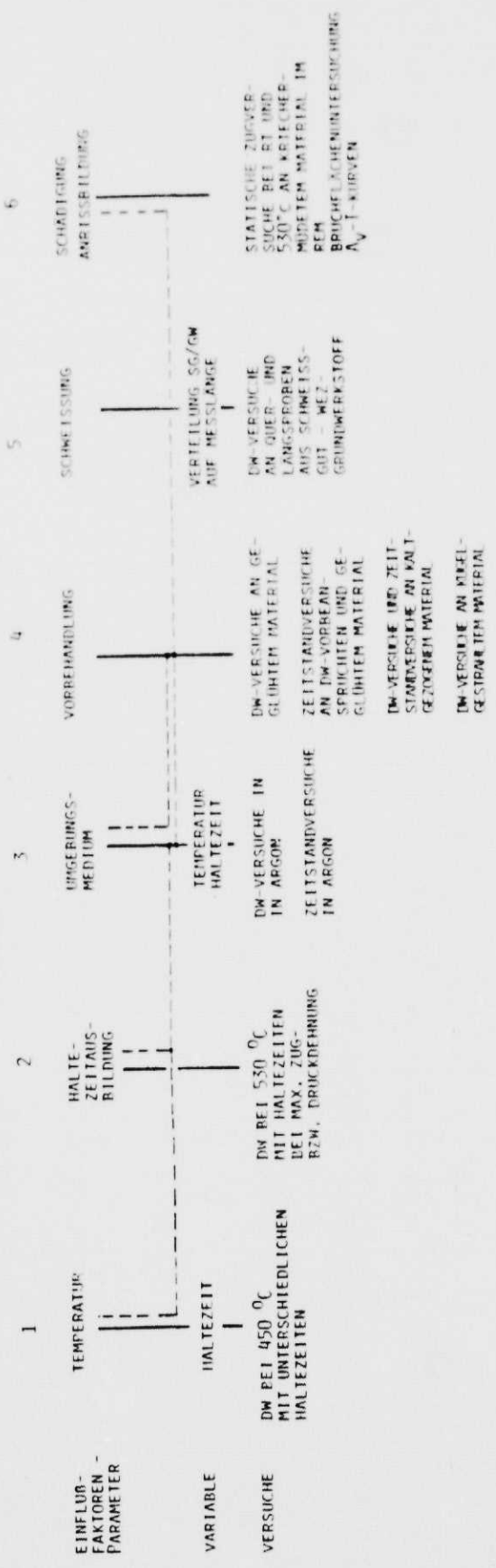
- /125/ Salkin, R.V.  
How low cycle fatigue embrittles pressure vessel steels  
C.N.R.M. Nr. 8, Sept. 1966, S. 61/71
- /126/ Maile, K. und W. Tanabe  
Beitrag zum Nachweis der Dehnungsalterung bei warmfesten  
Stählen  
Veröffentlichung demnächst
- /127/ Ruge, J. und Rie K.T.  
Werkstoffversagen durch Low-cycle-fatigue  
Institut für Schweißtechnik und Werkstofftechnologie,  
TU Braunschweig
- /128/ Mackenzie, C.T. und P.P. Benham  
Push-pull low endurance fatigue of En 25 and En 328 steels  
at 20 °C and 450 °C  
Proc. Instn. Mech. Engrs. 1965-66, Vol. 180 Pt 1, No. 30,  
P. 709/722
- /129/ R.Gummert  
Materialgesetze des Kriechens und der Relaxation  
Fortschrittsbericht der VDI-Zeitschriften Reihe 5,  
Nr.38, Juli 1978
- /130/ F.R.N.Nabarro  
Deformation of crystals by the motion of single iron  
Report of a "Conference on the strength of solids"  
1948, London (Physical Society), S.75/90
- /131/ C.Herring  
Diffusional viscosity of a polycrystalline solid  
J.Appl.Phys., Vol. 21 (1950), S.437/445
- /132/ R.L. Coble  
A model for boundary diffusion sliding and diffusional  
creep in polycrystalline materials.  
J. Appl. Phys., Vol. 34 (1963), 1679-1682
- /133/ B.Ilschner  
Hochtemperatur-Plastizität  
Springer-Verlag Berlin-Heidelberg-New York 1973
- /134/ Chang, H.C. and N.J. Grant  
Mechanism of intercrystalline fracture  
J.Met. May 1956, S.544/551
- /135/ G.W.Greenwood  
Fracture under creep conditions  
Mat. Sci. Eng. Vol. 25 (1976), S.241/245
- /136/ G.W.Greenwood  
Carity Nucleation in the early Stages of creep.  
Phil.Mag.Vol. XIX, Jan.-June 1969, S.423/427
- /137/ B.Tomkins  
Fatigue:Mechanisms  
Creep and fatigue in high temperature alloys  
herausgegeben von J.Bressers  
Applied Science Publishers, London 1981



- /138/ Miller, D.A. and W.J. Plumbridge  
Understanding fatigue-creep interactions  
Advances in Fracture Research  
Preprints of 5th International Conference in  
Fracture (ICF 5) Cannes, France, 29 March - 3 April 1981,  
Volume 3, S. 1403/1409, Pergamon Press
- /139/ Thorpe, T.W. and G.C. Smith  
Elevated Temperature low cycle fatigue of AISI 316  
stainless steel  
Advances in Fracture Research Preprints of the 5th  
International Conference on Fracture (ICF 5), Cannes  
France, 29 March - 3 April 1981, Volume 5, S. 2413/2421  
Pergamon Press
- /140/ TRD 301, Anlage 1  
Berechnung auf Wechselbeanspruchung durch schwelenden  
Innendruck bez. durch kombinierte Innendruck- und  
Temperaturänderungen  
Ausgabe April 1975
- /141/ Manson, S.S., Halford G.R., Hirschberg M.H.  
Creep-fatigue analysis by strain range partitioning  
Symposium on design for elevated temperature environment  
ASME, 1971, NASA TMX-67 838
- /142/ Hirschberg M.H., Halford G.R.  
Strainrange partitioning - a tool for characterizing  
high temperature low-cycle fatigue  
NASA TMX-71 691, Cleveland, 1975
- /143/ H. Zenner, IABG Ottobrunn  
Diskussionsvorschlag zur Anwendung der strain range  
partitioning - Methode bei Haltezeitversuchen anläß-  
lich der Sitzung "Thermische Werkstoffermüdung" am  
30.9.1977 in Nürnberg
- /144/ Kuwabara, K., Nitta, A. und T. Kitamura  
The evaluation of thermal fatigue strength of a  
2 1/4 Cr-1 Mo Steel under Creep-fatigue interaction  
Criepi Report April 1980 E 279 007
- /145/ H. Berns  
Bruchverhalten von Stählen  
Z. Werkstofftech. 11, 145-153 (1980)
- /146/ Batte, A.D. und M.C. Murphy  
Festigkeit und Verformbarkeit von Chrom-Molybdän-Vanadin-  
Stahlguß mit rd. 1% Cr unter Zeitstandbeanspruchung  
Arch. Eisenhüttenwes. 44 (1973), Nr. 3 März, S. 219/226
- /147/ Priest, R.H. und E.C. Ellison  
Estimation of cyclic creep damage by strain and strain  
rate considerations  
I. Mech. E. 1980, S. 185/192
- /148/ Lloyd, G.J. und J. Wareing  
Life prediction methods for combined creep-fatigue endurance  
Metals technology, August 1981, S. 297.

17. Tafeln und Bilder

FORSCHUNGSVORHABEN "VERFORMungsverhalten"



28 CrMoNiV 49  
13 CrMo 44  
6S-17 CrMoV 5 11 / HEPA CrMoV 3  
X 20 CrMoV 121 / 6S-17 CrMoV 5 11

28 CrMoNiV 49  
13 CrMo 44  
6S-17 CrMoV 5 11 / HEPA CrMoV 3  
X 20 CrMoV 121 / 6S-17 CrMoV 5 11

28 CrMoNiV 49  
13 CrMo 44

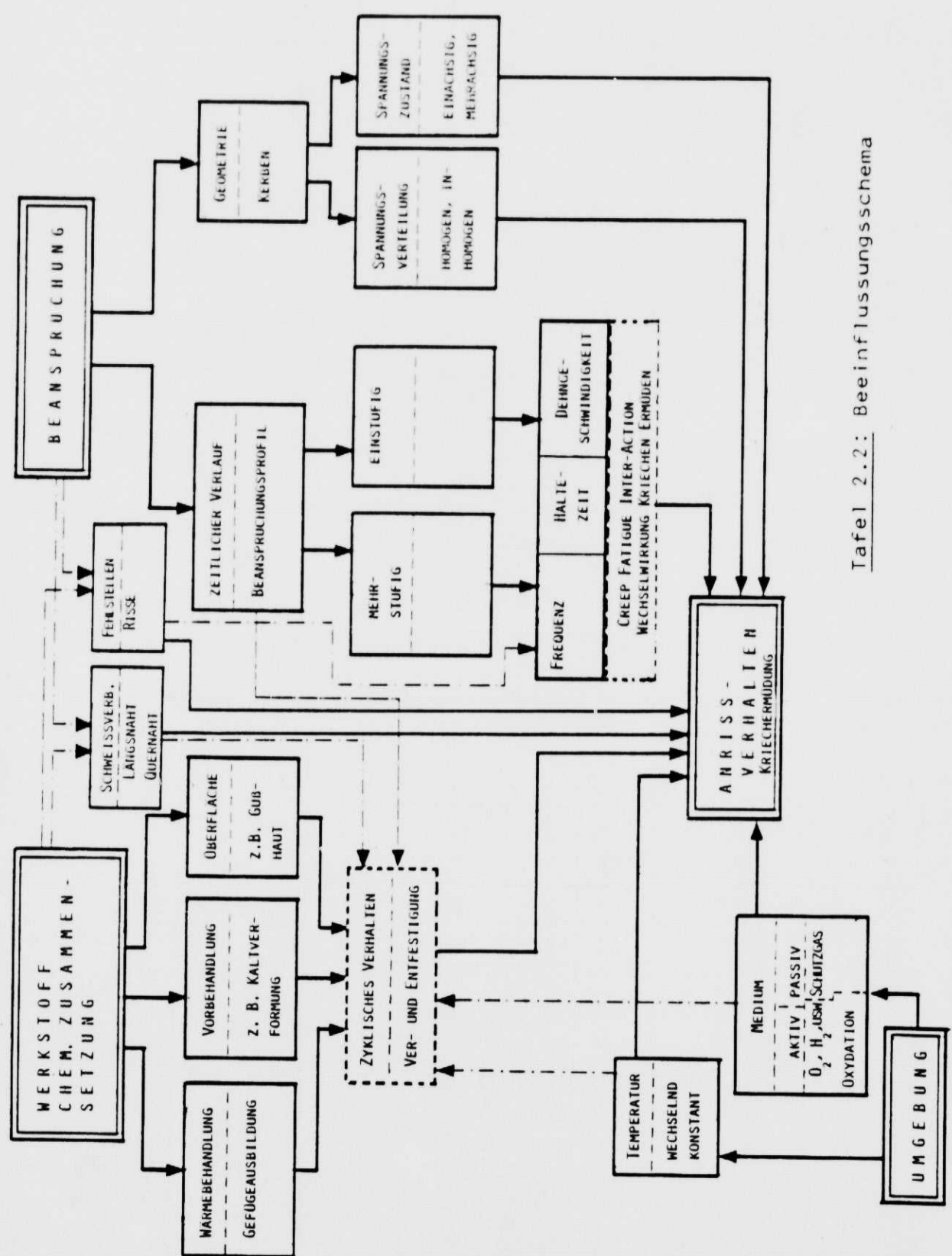
28 CrMoNiV 49  
13 CrMo 44

ERMITTLUNG DES DEHNUNGSWECHSELVERHALTENS IN ABHÄNGIGKEIT DER PARAMETER 1 BIS 6

UNTERSUCHUNG DER ZUSAMMENHÄNGE ZWISCHEN KRIECHEN UND ZERRÜTTUNG (VERSAGENSMECHANISMEN) 4 5

METALLOGRAFIE, RASTERELEKTRONNENMIKROSKOPIE, MECH.-TECHNOLOG., VERSUCHE

Tafel 2.1: Problem- und Aufgabenstellung



Tafel 2.2: Beeinflussungsschema

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	Al	Nb	B
GS-17 CrMoV 511 Lfd. Nr. 417f	0,18	0,40	0,66	0,016	0,013	1,29	0,00	0,16	0,22	0,17	0,015	-	-
28 CrMoNiV 49	0,28	0,20	0,74	0,007	0,008	1,09	0,82	0,69	0,26	0,21	0,003	-	-
X 20 CrMoV 121	0,19	0,43	0,48	0,23	0,010	11,9	1,02	0,37	0,34	0,05	0,033	-	-
13 CrMo 44	0,14	0,27	0,40	0,015	0,021	0,95	0,42	-	-	-	-	-	-
1) Schweißgut Hera CrMoV 3	0,05	0,51	0,11	0,013	0,014	1,02	1,11	-	0,21	-	-	-	-
Schweißgut OEN 125	0,11	0,28	0,86	0,017	0,015	1,01	0,79	0,37	0,24	0,05	<0,01	-	-

1) GS-17 CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511  
 2) GS-17 CrMoV 121/GS-17 CrMoV 511

Tafel 3.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe in %

Werkstoff	Ausgangsmaterial Maße in mm	Wärmebehandlung	Probenentnahme	Temperatur $T$ $^{\circ}\text{C}$	Streckgrenze $R_{p0,2}$ ( $R_e$ ) $\text{N/mm}^2$	Zugfestigkeit $R_m$ $\text{N/mm}^2$	Bruchdehnung $A$ $L_0 = 5 d_0$ %	Bruchdehnung $Z$ $L_0 = 5 d_0$ %
St 17 CrMoV 513 (4178)	Platten 500x550x 120	350 $^{\circ}\text{C}/01$ +720 $^{\circ}\text{C}/\text{Ofen}$ +720 $^{\circ}\text{C}/\text{Ofen}$	-	20	491	543	23	67
				200	524	530	15,8	64,0
				300	511	529	15,0	55,2
				400	470	589	11,0	29,4
				450	459	549	14,2	55,1
				500	442	510	11,4	55,2
				530	417	470	15,5	70,3
				550	398	425	23,7	54,5
28CrMoNiV 49	Welle 400 Ø	5 h 350 $^{\circ}\text{C}/01$ 5 min Luft bis 300 $^{\circ}\text{C}$ + 10 h 750 $^{\circ}\text{C}/$ Luft + 10 h 750 $^{\circ}\text{C}/$ Luft	längs	20	523	746	17,3	53
				200	557	700	16,4	54
				300	551	704	15,4	50
				400	517	651	16,4	63
				450	500	606	16,3	45,5
				530	450	527	18,0	75
				600	379	434	21,5	86
Dera Cr MoV 3	Schweißgut	Vorwärmung 200-300 $^{\circ}\text{C}$ Zwischenlagen- temp. 200-250 $^{\circ}\text{C}$ Spannungsarm- glühung 650 $^{\circ}\text{C}/1$ h	längs und quer	20	750	800	12	41
				530	520	582	19	55
13 CrMo 44	Blech 30 dick	vergütet	längs	20	314	485	31	55
				150	275	437	30,5	76
				250	236	473	26,6	69
				350	193	488	28,9	69
				400	180	478	30,2	75
				450	177	456	30,6	77
				500	175	415	32,4	79
				530	173	375	37,1	79
				550	169	348	44,9	81
X 20 CrMoV 121	Platte 120x160x 4390	1030 $^{\circ}\text{C}$ 5h/01 740 $^{\circ}\text{C}$ 5h/ Luft	längs und quer	20	579	810	19	51
				530	361	546	26	64
OEN 125	Schweißgut	Vorwärmung 300-350 $^{\circ}\text{C}$ Spannungsarm- glühung 700 $^{\circ}\text{C}/10$ h		20	633	727	27	67
				530	460	466	24	75

Tafel 3.2: Mech.-technologische Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe



Tafel 3.3: Approximationskoeffizienten

Bild-Nr.	Symbol-Nr.	A	B	C	Quadr. Abweich.
4.10	1	2,745	0,917	- 5,409	0,0147
	2	3,265	0,906	- 5,587	0,0004
	3	3,364	0,947	- 5,744	0,0001
	4	3,181	0,798	- 5,114	0,0009
	5	3,375	0,643	- 4,603	0,008
4.11	1	2,739	1,112	- 6,163	0,0001
	2	2,493	1,201	- 6,348	0,009
	3	3,098	0,978	- 5,798	0,003
	4	2,952	1,049	- 5,909	0,0003
	5	2,853	1,105	- 6,142	0,005
	6	3,229	1,026	- 5,934	0,0001
	7	3,364	0,947	- 5,744	0,002
4.16	1	0,420	0,500	- 3,207	0,0009
	2	0,925	0,745	- 4,203	0,0001
	3	1,587	0,947	- 5,330	0,0014
	4	3,248	1,706	- 8,627	0,00002
	5	- 0,945	- 0,401	0,734	0,00005
	6	- 1,038	- 0,401	0,730	0,00004
5.4	1	2,556	0,486	- 4,305	0,0001
	2	2,463	0,988	- 5,711	0,0002
	3	2,591	0,469	- 4,416	0,0116
	4	2,604	0,501	- 4,467	0,0003
5.6	1	0,746	0,236	- 2,971	0,0002
	2	0,464	0,623	- 3,858	0,00005
	3	1,444	0,386	- 3,929	0,0030
	4	- 1,290	- 0,472	0,491	0,000005
	5	0,737	0,213	- 2,991	0,0001
6.1	1	3,656	0,303	- 5,170	0,0004
	2	1,444	0,386	- 3,929	0,0030
	3	0,382	- 0,133	- 1,797	0,0002
	4	- 0,626	- 0,302	- 0,681	0,0054
	5	- 1,290	- 0,472	0,491	0,00001
6.2	1	- 1,221	1,078	- 5,620	0,0024
	2	- 1,222	- 0,459	0,773	0,000004
	3	- 0,011	0,813	- 3,978	0,00003
	4	4,124	- 0,315	- 3,798	0,0002
6.3	1	2,332	0,109	- 3,781	0,0042
	2	- 0,806	- 0,878	1,197	0,00005
6.8	1	6,353	- 0,259	0,186	47,332
	2	6,306	- 0,301	0,264	26,600
	3	6,157	- 0,247	0,192	0,2842
	4	6,118	- 0,111	- 0,094	1,6678
6.9	1	6,459	- 0,475	0,396	26,526
	2	6,661	- 0,878	1,197	77,782
6.26	1	2,653	0,751	- 4,812	0,00002
	2	2,745	0,917	- 5,409	0,0147
	3	3,375	0,643	- 4,604	0,0081
6.27	1	3,176	2,123	- 9,218	0,00009
	2	2,740	1,112	- 6,163	0,0002
	3	2,453	0,891	- 5,290	0,0178
	4	2,493	1,201	- 6,348	0,0091
6.28	1	3,118	0,553	- 4,764	0,0090
	2	2,854	1,105	- 6,142	0,0055
	3	2,952	1,049	- 5,910	0,0004
	4	3,364	0,947	- 5,744	0,0000001
6.30	1	2,800	1,018	- 5,707	0,3249
	2	3,177	1,322	- 6,849	0,0019
	3	3,493	0,153	- 4,136	0,0186
	4	3,155	- 0,091	- 2,978	0,0051

Reihenfolge Symbolnummer entspricht Reihenfolge in der Bildlegende

Tafel 3.3: Approximationskoeffizienten (Fortsetzung)

Bild-Nr.	Symbol-Nr.	A	B	C	Quadr. Abweich.
6.32	1	2,800	1,018	- 5,707	0,0000004
	2	3,493	0,153	- 4,136	0,0000002
	3	3,155	- 0,091	- 2,978	0,00001
	4	2,745	0,917	- 5,409	0,000000
	5	2,493	1,201	- 6,348	0,0000001
	6	2,653	0,751	- 4,812	0,000000
	7	2,453	0,891	- 5,290	0,0000003
6.33	1	- 0,222	1,331	- 5,163	0,00005
	2	- 0,011	0,813	- 3,978	0,00003
	3	1,269	0,730	- 4,533	0,0028
	4	1,221	1,078	- 5,620	0,0024
	5	- 1,222	- 0,459	0,773	0,000004
	6	- 1,418	- 0,303	0,292	0,000005
	7	- 1,086	- 0,440	0,644	0,00002
6.34	1	1,951	0,353	- 3,963	0,0023
	2	1,587	0,947	- 5,330	0,0014
	3	- 0,945	- 0,401	0,734	0,00005
	4	- 1,038	- 0,401	0,730	0,00004
6.35	1	2,332	0,109	- 3,781	0,0042
	2	- 0,306	- 0,878	1,197	0,00005
	3	2,230	0,539	- 4,673	0,0013
	4	- 0,544	- 0,376	1,193	0,00008
	5	- 0,405	- 0,356	1,142	0,0001
	6	- 1,003	- 0,477	0,400	0,000009
6.38	1	6,333	- 0,259	0,136	47,332
	2	6,728	- 0,979	1,693	1,457
	3	6,760	- 0,587	0,743	1545,174
7.1	1	6,661	- 0,378	1,199	77,735
	2	6,306	- 0,301	0,264	19,243
7.3	1	1,152	0,168	- 2,179	0,0030
	2	2,212	1,020	- 5,813	0,0126
	3	1,197	- 0,372	- 0,570	0,0006
	4	1,580	- 0,057	- 1,611	0,0390
	5	1,700	- 0,378	- 0,931	0,2919
7.13	1	2,745	0,917	- 5,409	0,0147
	2,6	2,493	1,201	- 6,340	0,0091
	3	2,745	0,917	- 5,409	0,0006
	4,5	3,435	1,577	- 3,041	0,0077
7.13	1	5,905	- 0,327	0,384	363,385
	2	6,154	- 0,305	0,325	32,263
7.16	1	0,977	0,860	- 5,020	0,0032
	2	0,371	- 0,398	- 0,466	0,0100
	3	0,834	- 0,433	- 0,784	0,0733
	4	- 1,475	- 0,334	0,403	0,0003
	5	- 1,247	- 0,248	0,172	0,00001
7.26	1	3,493	0,153	- 4,136	0,0136
	2	4,961	2,135	- 10,844	0,0015
	3	4,525	1,525	- 3,704	0,0003
7.34	1	3,281	0,633	- 5,232	0,014
	2	3,429	- 0,147	- 3,318	0,0179
	3	2,745	0,917	- 5,409	0,0147
	4	2,493	1,201	- 6,348	0,0091
7.35	1	- 0,648	- 1,374	2,725	0,0000
	2	2,076	0,413	- 4,404	0,003
8.14	1	2,591	0,469	- 4,416	0,0116
	2	2,495	0,927	- 5,489	0,0104
	3	2,046	- 0,564	- 1,140	0,0032
	4	2,070	0,263	- 3,449	0,0002
	5	1,483	0,347	- 3,146	0,00001
	6	2,013	0,348	- 3,621	0,0002
3.15	1,2,3,4	2,591	0,469	- 4,416	0,0116
3.13	1	4,422	4,407	- 16,802	0,0003
	2	5,009	2,616	- 12,030	0,00002
	3	4,039	4,260	- 16,162	0,0024
	5	5,372	4,192	- 17,038	0,000000
	6	2,566	2,704	- 10,606	0,0000001

Reihenfolge Symbolnummer entspricht Reihenfolge in der Bildlegende

Temperatur T °C	Gesamt- dehnungs- schwingbreite $2\epsilon_{at}$ %	plast. Dehn- schwingbreite $2\epsilon_{ar}$ %	Dehn- geschw. $\dot{\epsilon}$ %/min	Haltezeit $t_{HZ}$ min $t_{HD}$ min	Spannungs- auschlag $2 \frac{\sigma_{amax}}{2}$ N/mm <sup>2</sup>	Relaxations- spannung $\frac{\Delta \sigma_{RZ} + \Delta \sigma_{RD}}{2}$ N/mm <sup>2</sup>	Anrisslast- spielzahl N <sub>A</sub>	Anrisszeit $t_A$ h	Härte HV 10 Kopf	Hilfsstelle Radius Meß- länge	Bildau- sehen makro- kopisch
450	0,71	0,26	6	1	417	26	1 400	46,6	230		3 (1)
	1,63	1,1		1	468	47	260	8,7	239		3 (1)
	0,4	0,05		5	366	-	7 600	1 267	243	x	3
	0,7	0,23		5	450	26	1 050	175	244	x	3
	1,4	0,89		5	510	45	300	50	241	x	3
	0,54	0,13		10	406	15	2 150	717	246	x	1
	0,65	0,18		10	420	27	1 050	350	252	x	2
	0,78	0,34		10	443	40	700	234	242	x	3
	0,4	0,06		20	368	19	2 600	1 734	253	x	1
	0,5	0,11		20	408	24	1 200	800	245	x	1
350	0,75	0,33		20	421	30	460	308	258	x	3
	1,2	0,68		20	460	57	280	187	248	x	1
	0,82	0,32		1	486	30	1 200	40	247	x	1
	1,26	0,74		1	510	30	400	13,3	246	x	3 (1)
	0,98	0,42		5	497	33	725	121	233	x	3 (1)
	1,3	0,74		5	555	36	480	80	241	x	3 (1)
	0,8	0,27		20	499	10	1 070	714	253	x	1
	1,3	0,72		20	580	55	500	333	251	x	3

1) bei  $n/N_A = 0,5$

bez.	Haupttrieb	Nebenantrieb
1	glatt	keine
2	abgesetzt	keine
3	glatt	wenige
4	abgesetzt	wenige
5	abgesetzt	viele
6	nicht ausgeprägt	viele

Tafel 4.1: Versuchsergebnisse "Einfluß der Temperatur"  
Werkstoff: 28 CrMoNiV 49

Werkstoff	Typ	Versuchstemp. °C	$2 \epsilon_{at}$ %	$\dot{\epsilon}$ %/min	Haltezeiten Zug Z Druck D min			Auswirkung auf Lebensdauer	Literaturstelle
304 SS	Austenit	600	0,5-2,1	20-0,20	0-180	0-30	0-30	größte Anrißlastspielzahl bei D und S, geringste bei Z	53, 15
CrMoV	niedriglegierter C-Stahl	538	1,0-6,0	0,0015-2	0-50	0-50	0-20,5	größte Anrißlastspielzahl für Z und S, kleinste Anrißlastspielzahl für D, mit zunehmendem $\dot{\epsilon}$ größere Anrißlastspielzahl	54
René 80	Nickelbasislegierung	871	0,3	3,6	5-30	5-30	2,5-15	kleinste Anrißlastspielzahl für D, größte Anrißlastspielzahl für Z	51
IN 738	Nickelbasislegierung	871	0,3-0,8	32-12	0-2	0-2	0	kleinste Anrißlastspielzahl für D, größte Anrißlastspielzahl für Z	52
347 SS	Austenit	760 871	1-7	0,6		10	0	D erhöht Anrißlastspielzahl	19
IN 738 LC	Nickelbasislegierung	850	1,2-0,58	0,2-0,007	0,8	0,8	0	kleinste Anrißlastspielzahl für D, größte Anrißlastspielzahl für Z	40
Alloy 800 CrMo CrMoV	Austenit niedriglegierter C-Stahl	503 503	1,1 1,1	4,2 4,2	10 10	10 10	10 10	Z schädlicher als D D schädlicher als Z (Werte z.Teil interpoliert)	67
René 05	Nickelbasislegierung	650	0,6-0,06	-	nicht angegeben			D schädlicher als Z	65

\*)  $2 \epsilon_{ar}$

Tafel 5.1: Auswirkungen der Schleifenform (wave shape) auf die Lebensdauer, nach /51/ ergänzt

Gesamtdehnungsschwingbreite $2 \epsilon_{at}$ %	Haltezeit $t_{H2}/t_{HD}$ min	Dehn- geschwin- digkeit $\dot{\epsilon}$ %/ min	Plast. Dehnungs- schwingbreite $2 \epsilon_{ar}$ %	Spannungs- ausschlag (+ + +) $2 \sigma_{max}/2$ N/mm <sup>2</sup>	Relaxations- spannung (+ + +) $\Delta \sigma_{H2} t_{H2} \Delta \sigma_{H1}$ N/mm <sup>2</sup>	Anriß- last- spielzahl $N_A$	Anriß- zeit $t_A$ h	Harte Kopf zyl. Meß- länge	Radius zyl. Meß- länge	Rißstelle	Heraussetzen makroskopisch
1,4 +)	0/20	6	1,19	330	140	140	47	193	170	x	4
0,7 +)	0/20	6	- +)	270	80	500	167	172	164	x	5
0,5 +)	0/20	6	- +)	250	70	1 000	333	177	174	x	5
0,46	0/20	6	0,19	250	32	1 450	483	195	163	x	5
0,26	0/20	6	0,027	211	12	6 300	2 100	195	177	x	4
1,4 +)	20/0	6	1,12	345	96	120	40	198	178	x	4
0,7 +)	20/0	6	- +)	300	70	350	117	175	169	x	5
0,5 +)	20/0	6	- +)	288	70	750	250	193	172	x	4
0,3	20/0	6	0,07	222	27	4 000	1 333	183	181	x	4
0,24	20/0	6	0,04	202	29	6 700	2 233	190	165	x	4
0,22	20/0	6	0,03	203	24	14 800	4 934	195	171	x	4

+) Versuche von /10/  
++) nicht ermittelt  
+++) bei  $n/N_A = 0,5$

Bez.	Hauptriß	Heteranriß
1	glatt	keine
2	abgesetzt	keine
3	glatt	wenige
4	abgesetzt	wenige
5	abgesetzt	viele
6	nicht ausgeprägt	viele

Tafel 5.2: Ergebnisse der Versuche mit einseitigen Haltezeiten, Werkstoff GS-17 CrMoV 5 11, lfd. Nr. 417 f,  $T = 530^\circ C$

Umgebungs- medium	Werkstoff	zykl. Verhal- ten	Ver- suchs- temp. °C	$\epsilon_{at}$   $\epsilon_{ar}$ %	$t_{H_2}$   $t_{HD}$ min	$\dot{\epsilon}$ %/min	c/min	Versuchs- art	Lit.	Remerkungen
Luft-Vakuum	0,17% C- Stahl	n.b.	450	Spannungs- kontrolliert	-	-	2000	ZD	22	$4 \cdot 10^{-4}$ mm Hg Streiband - keine Beeinflussung Bild 6.4
Luft-Argon	2,5%Cr, 1%MoV Stahl	n.b.	600	8-1,9	-	-	1	RD	55	Erhöhung der Bruchlastspielzahl abhängig von Spannung, kein Ein- fluß der Korrosion bei Haltereiten bei $p_g = 0$ , Bild 6.5, Bild 6.6
Luft-Vakuum	1%CrMoV	n.b.	550	1,4-1,1	30	n.b.	n.b.	RD	56	$4 \cdot 10^{-5}$ Torr, Lebensdauererhöhung in Vakuum, bei kleiner Dehnungs- schwingbreite Effekt kleiner, Dehnung über Spannung ermittelt
Luft, Vakuum, N, O, H Wasserdampf	Al	n.b.	RT	n.b.	-	n.b.	n.b.	n.b.	57	Größte Lebensdauer in Vakuum und O, Wasserdampfpartialdruck maßgebend
Luft, N	Nickel, Austenit	n.b.	800	-	-	-	-	-	58, 59	Lebensdauererhöhung im Vakuum (Luft), bei Stickstoffatmosphäre Lebensdauer- erhöhung nur bis $10^{-5}$ Torr, danach konstant. Bei niedrigen Dehnungsamplituden Lebensdauer in Vakuum kleiner (Nickel)
Luft, Vakuum	0,5%Mo- Stahl	Verf.	RT, 500, 550	0,24-1,6	30	-	0,1-10	RD(2D)	60	Lebensdauererhöhung, vgl. Bild 6.7
Literaturzusammenstellung										
Luft, Vakuum	Austenit	n.b.	420, 650, 816	10-4	-	n.b.	n.b.	ZD	61	hauptsächlich Wöhlerversuche bei RT
	Nickel A 286 (X5NiCrTi 2615)	n.b. n.b.	550 20,593	9-0,1 9-0,4	-	n.b. n.b.	5 0,0005-5,9	ZD ZD	62, 63	Bei Vakuum kein Einfluß der Temperatur, transkristalliner Rißverlauf in Luft, interkristalliner Rißverlauf in Vakuum, im $\epsilon_{ar}$ -N-Schaubild ergibt sich eine Gerade für Versuche in Vakuum, kein Abknicken durch Temperatureinfluß
Luft, Vakuum	A 286	n.b.	595	1,8-0,18	-	n.b.	0,65, 0,0005	SRF- Zyklen	64	Frequenzeinfluß, Lebensdauer schleifen- abhängig (Kriecheinfluß)
Luft, Wasserdampf, Vakuum	0,5%Cr-Mo-V	Verf.	550	5,6-0,3	-	-	1 RD 0,5 ZD	-	65	Lebensdauererhöhung in Vakuum, leichte Lebensdauererhöhung in Wasserdampf
Luft, Vakuum	NiCrMoV	-	20	Rißwachstumsuntersuchungen	-	-	-	-	66	Rißwachstumsgeschwindigkeit in Vakuum niedriger als in Luft, Rißwachstums- geschwindigkeit in trockenen Gasen schneller als in Luft

Tafel 6.1: Zusammenstellung von Literaturergebnissen  
zum Einfluß der Umgebung



Werkstoff	Vorbeanspruchung	Spannung N/mm <sup>2</sup>	Bruchzeit t <sub>B</sub> h	Bruchdehnung ε <sub>2</sub>	Bruchdehnung A <sub>5</sub> %	Medium
28 CrMoNiV 49	-	390	87,3	75	19	Argon
		360	203,7	75	18	
		340	525	75	16	
		330	397	77	15	
		290	2168,5	78	24	
13 CrMo 44	-	275	4156	76	28	Luft
		390	28,8	77	16	
		360	20	77	23	
		310	235,4	81	28	
		290	574	76	22	
28 CrMoNiV 49	1% kaltegez.	360	46,5	77	24	Argon
		310	429	80	25	
		290	1252	82	13	
		230	1233,5	10	9	
		295	177,9	16	13	
13 CrMo 44	-	330	100	26	23	Luft
		342	91,6	78	23	
		315	307,9	77	22	
		200	761	18	11	
		220	412	14	8	
28 CrMoNiV 49	-	220	591	11	7	Luft
		220	857	18	7	
		220	669	11	8	
		220	843	28	14	
		220	450	16	10	
28 CrMoNiV 49	-	200	1776	7	8	Luft
		300	278	80	26	
		300	442	79	27	
		340	200	78	26	
		300	643	79	27	
28 CrMoNiV 49 zus. wärme- behandelt	-	375	660	26	15	
		380	171	40	26	

Tafel 6.2: Ergebnisse der Zeitstandversuche

Art des Korrosions- mediums	Behaltungs- zeit t <sub>0</sub> %	Dehngeschwin- digkeit ε %/min	Zykluszeit t <sub>z</sub> min	Haltezeit t <sub>h</sub> min	Antizipat- tionszahl NA	Anre- ichzeit t <sub>a</sub> h	plast. Dehnges- chwindigkeit $\frac{1}{2} \frac{d\epsilon}{dt}$ %/h	Spannungs- ausschlag $\frac{2 \cdot \sigma_{max}}{N/mm^2}$ N/mm <sup>2</sup>	Relaxations- spannung $\sigma_{rel}$ N/mm <sup>2</sup>	Bruch- zeit t <sub>b</sub> min	Bruch- temp. t <sub>b</sub> °C	Bruch- temp. t <sub>b</sub> °C	Bruch- temp. t <sub>b</sub> °C
Korrosiv	0,25	6	0,083	-	12000	103	0,01	210	-	253	257	530	2
	0,28	6	0,093	-	20000	103	0,01	215	-	257	262	530	3
	0,33	6	0,103	-	40000	10,30	0,06	330	-	253	266	530	3
	0,26	6	0,253	-	200	3,12	0,3	606	-	263	231	530	3
	1,14	6	0,38	-	310	1,30	0,66	623	-	260	237	530	2
	0,37	6	10,12	5	6000	675	0,063	302	26	223	260	530	6
	0,42	6	10,16	5	2660	683,5	0,03	322	30	223	260	530	8
	0,8	6	10,267	5	630	83,8	0,88	374	317	-	-	530	9
	0,36	6	40,12	20	2450	1777	0,03	304	60	243	246	530	6
	0,39	6	40,12	20	2650	1638	0,08	315	66	240	242	530	5
Neutral	0,485	6	40,16	20	1150	763	0,21	313	76	232	193	530	8
	0,55	6	40,18	20	1000	663	0,25	348	78	250	224	530	5
	0,26	6	40,25	20	370	268	0,50	348	114	245	214	530	3
	0,86	6	40,28	20	310	208	0,55	377	110	250	225	530	3
	3,2	6	41,06	20	85	30,8	2,8	482	125	258	227	530	3
	0,4	6	0,133	-	1100	9,1	0,04	325	-	-	-	530	1
	0,57	6	0,19	-	2000	6,3	0,22	330	-	133	184	530	1
	0,9	6	0,3	-	625	3,1	0,52	326	-	133	184	530	8
	0,93	6	40,11	20	2640	1758	0,106	250	54	138	171	530	6
	1,0	6	40,33	20	560	376,4	0,66	331	68	158	167	530	8
Korrosiv	0,76	6	40,25	20	200	69,5	0,33	460	22	-	-	450	1
	0,79	6	40,26	20	520	348,9	0,36	425	22	-	-	450	4
	1,28	6	40,42	20	320	215,6	0,77	460	83	253	227	450	6

1) bei  $n/N_0 = 0,5$ 

Bez. Hauptrio Nebenrio

- 1 glatt  
2 abgesetzt  
3 glatt  
4 abgesetzt  
5 abgesetzt  
6 nicht ausgeprägt

Tafel 6.3: Ergebnisse der Schutzgasversuche

GS-17 CrMoV 511 (lfd. Nr. 417 b / RH) Auslagerungsversuche bei 530°C									
Glühzeit (h)	Prüftemp. (°C)	$R_{e2}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	$A_2$ (%)	Z (%)	$A_{VJ}$ (DVM)	HB 30 (kg/mm <sup>2</sup> )		
0	20	535	709	10,2	19	25	224-249 : 237		Platte Nr. 17
10000	20	602	707	20,7	48	21			
20000	20	520	655	15,0	30	35			
34716	20	473	635	17,0	30	30			
10000	500	426	454	15,7	44		211-219 : 215 : 205		Platte Nr. 2
20000	500	386	416	18,3	56				
34716	500	397	415	20,0	48				
10000	530	402	415	11,3	41				
20000	530	371	393	13,3	33		27 22		
34716	530	332	385	17,0	38				
0	20	566	691	17,6	29				
71052	20	509	623	18,0	44				
71052	500	410	448	10,0	23		211-219 : 215 : 205		
71052	530	375	405	15,0	33				

Tafel 7.1: Zusammenstellung der Werkstoffkennwerte nach  
Glühbeanspruchung



Werkstoff	Gesamtdehnungs- breite $\frac{\sigma}{\sigma_{at}}$	Plast. Dehnungs- schwingbreite $\frac{\sigma}{\sigma_{at}}$	Dehngeschwindigkeit $\frac{\sigma}{\sigma_{at}}$	Haltezeit $t_{H2}, t_{HD}$	Spannungsausgang $\frac{\sigma}{\sigma_{max}}$	Relaxations- spannung $\frac{\sigma}{\sigma_{RD}}$	Anriss- lastspiel- zahl NA	Zeit bis zum Anriss $t_A$	Härte Kopf	HV 10 zyl. Meß- länge	Rißstelle Radius länge	Rißaus- sehen
29 CrMoNi 7.40 zusätzlich wärmebehandelt: 950°C/1 h 500°C/2 h Ofen	0,51	0,015	6	-	428	-	6500	18	252	273	x	2
	0,93	0,20	6	-	539	-	1025	5,3	209	290	x	2
	1,54	0,9	6	-	585	-	158	1,35	222	275		
	0,57	0,01	6	20	255	39	2250	1500	-	-	x	6
	0,65	0,26	6	20	435	95	600	402	-	-	x	6
	1,0	0,52	6	20	460	108	390	262	218	283	x	6
	1,26	0,78	6	20	519	118	300	202	249	273	x	5

1) bei  $n/N_A = 0,5$

Bez.	Hauptriß	Nebenriß
1	glatt	keine
2	abgesetzt	keine
3	glatt	wenige
4	abgesetzt	wenige
5	abgesetzt	vielen
6	nicht ausgeprägt	vielen

Tafel 7.3: Versuchsergebnisse "Einfluß der Wärmebehandlung",  $T = 530^\circ C$

Schweiß- verbindung	Länge der Probe	Größt- dehnungs- breite	Ust.- dehnungs- breite	Rechn.- dehnungs- konzentration	Rechn.- Anriss in	Dehng.- schweiß- zeit	Haltezeit	Spannungs- ausgang	Relaxations- spannung	Anriss- last- spielzahl	Zeit bis Anriss	Merke Kopf	HV 10 Kopf	Hilfsstelle	Beobachten
1) bei $n/N_A = 0,5$ 2) bei $n = 3000$	SG Quer	0,32 0,81 0,98 1,6	0,0088 0,038 0,56 n.b.												
	1/3 Gd	0,29	0,06	0,32	GS-17	6	20	290	20	5000	2540	199		Medlänge	
	2/3 SG	0,31	n.b.	0,31	GS-17	6	20	370	43	375	616,7				
	Quer	0,6	n.b.	0,6	GS-17	6	20	477	108	200	134,4				
		1,5	n.b.	2,7	GS-17	6	20	517	130	150	87,8				
	2/3 Gd	0,47	n.b.	0,48	GS-17	6	20	253	22	2440	1563,8				
	1/3 SG	0,5	n.b.	0,58	GS-17	6	20	284	60	1900	815,4				
	Quer	1,0	n.b.	1,5	GS-17	6	20	303	54	900	268				
								501	76	58	59,2				
	MEZ Längs	0,5	0,3	0,48	GS-17	6	20	290	76	860	568,6				
1) bei $n/N_A = 0,5$ 2) bei $n = 3000$	SG Quer	0,36	0,027												
	SG Längs	0,68	0,46	0,36	GS-17	6	20	289	81	500	334,7				
	1/3 SG	0,35	n.b.	0,36	GS-17	6	20	359	90	140	94,1				
	Quer	0,95	n.b.	1,5	GS-17	6	20	407	81	540	334,9				
								495	105	420	281,8				
	2/3 SG	0,68	0,46	0,36	GS-17	6	20	550	185	250	154,6				
	1/3 SG	0,36	0,027												
	Quer	0,9	0,57	0,36	GS-17	6	20	290	76	860	568,6				
								407	81	540	334,9				
	MEZ Längs	0,5	0,3	0,48	GS-17	6	20	289	81	500	334,7				

1) bei  $n/N_A = 0,5$ 2) bei  $n = 3000$ 

Bez. Hauptriß Nebenriß

- 1 glatt  
2 abgesetzt  
3 glatt  
4 abgesetzt  
5 abgesetzt  
6 nicht ausgeprägt
- keine  
keine  
wenige  
wenige  
viele  
viele

Tafel 8.1: Versuchsergebnisse Schweißverbindungen,  $T = 530^\circ\text{C}$



Akkumulationsversuche

Lfd. Nr.	Versuchsnr.	Haltezeit G min S	Dehnungsschwing- breite $\gamma$ $\epsilon_{st}$ %	Ereignisanteil an %	Ereignis- folge	Tagesablauf	Zwischengühlungen an Wochenenden 530 °C
1	I/1	$\pm 20$	G 0,30 S 0,50	G 70 S 30	G S	25 DW/G + 11 DW/S	-
2	I/2	$\pm 20$	G 0,30 S 0,50	G 70 S 30	S G	11 DW/S + 25 DW/G	-
3	I/3	$\pm 20$	G 0,30 S 0,50	G 90 S 10	G S	32 DW/G + 4 DW/S	-
4	I/4	$\pm 20$	G 0,30 S 0,50	G 90 S 10	S G	4 DW/S + 32 DW/G	-
5	I/5	$\pm 20$	G 0,30 S 0,50	G 90 S 10	G S	32 DW/G + 4 DW/S	x
6	II/1	$\pm 20$ $\pm 90$	G 0,30 S 0,30	G 80 S 20	G S	18 DW/G + 4 DW/S	-
7	II/2	$\pm 20$ $\pm 90$	G 0,30 S 0,30	G 80 S 20	S G	4 DW/S + 18 DW/G	-
8	III/1	$\pm 20$ $\pm 20$	G 0,30 S 1,0	G 90 S 10	S G	4 DW/S + 32 DW/G	-
9	III/2	$\pm 90$ $\pm 20$	G 0,30 S 0,50	G 64 S 36	S G	4 DW/S + 7 DW/G	-
10	III/3	$\pm 5$ $\pm 90$	G 0,50 S 0,50	G 62,5 S 37,5	S G	3 DW/S + 90 DW/G	-

Tafel 9.1: Zusammenstellung der Versuchsbedingungen  
bei mehrstufiger Beanspruchung

Lfd. Nr.	Versuchs-Nr.	N <sub>Ages</sub>	n <sub>εg</sub>	n <sub>εs</sub>	N <sub>Aεg</sub>	N <sub>Aεs</sub>	F <sub>DW</sub>	S <sub>sch</sub>	G <sub>sch</sub>
1	I/1	1200	840	360	2000	750	0,90	0,48	0,42
2	I/2	1400	980	420	2000	750	1,05	0,56	0,49
3	I/3	1400	1245	155	2000	750	0,829	0,206	0,623
4	I/4	2000	1800	200	2000	750	1,17	0,267	0,9
5	I/5	1950	1755	195	2000	750	1,137	0,26	0,878
6	II/1	1700	1391	309	2000	1400	0,916	0,221	0,695
7	II/2	2000	1636	364	2000	1400	1,078	0,26	0,818
8	III/1	1080	960	120	2000	250	0,96	0,48	0,48
9	III/2	1100	700	400	1400	750	1,03	0,5	0,538
10	III/3	1000	970	30	540	1100	0,94	0,056	0,882

S, s = Spitzenlast

G, g = Grundlast

DW = Dehnungswechsel

$$F_{DW} = \frac{n_{\epsilon g}}{N_{A\epsilon g}} + \frac{n_{\epsilon s}}{N_{A\epsilon s}} = S_{sch} + G_{sch}$$

Tafel 9.2.: Zusammenstellung der Versuchsergebnisse bei mehrstufiger Beanspruchung, T = 530 °C

Werkstoff	Haltezeit		Dehnungsschwing- breite $2 \epsilon_{at}$ %	bezogene Dehnungs- wechselzahl $n / N_A$
	thZ	t <sub>HD</sub> min		
28 CrMoNi V 49	0		0,7	0,25
	20	20	0,7	0,5
	20	20	0,2	0,3
28 CrMoNi V 49 zusätzlich wär- mebehandelt	20	20	0,7	bei $n = 20\ 889$ ausgebaut
	20	20	1,2	
13 CrMo 44	0	0	0,7	0,7
	20	20	0,7	0,3
	20	20	0,24	
				0,3
				0,25
				1
				0,6
				0,6

Tafel 11.1: Zusammenstellung der untersuchten Werkstoffe (vgl. Tafel 3.2) und der Versuchsbedingungen

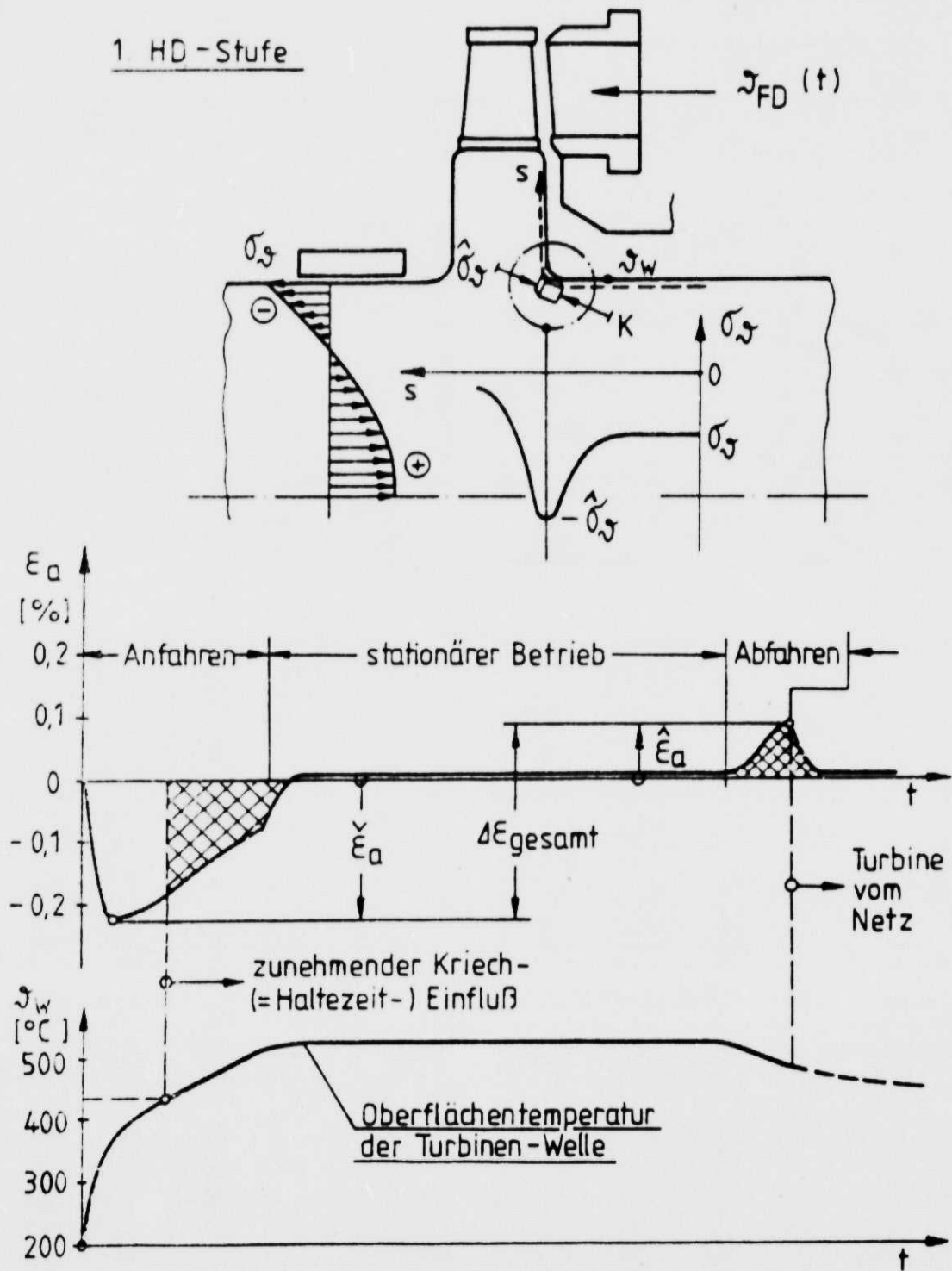
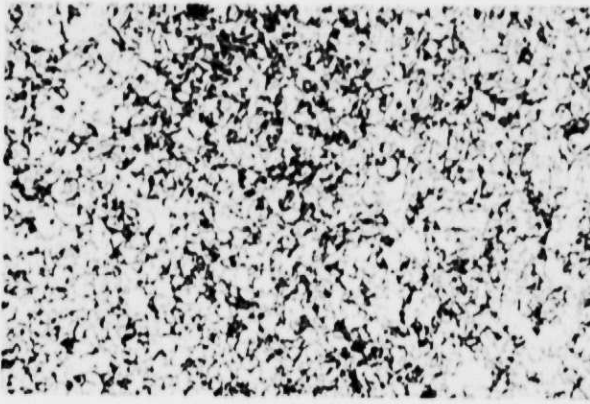
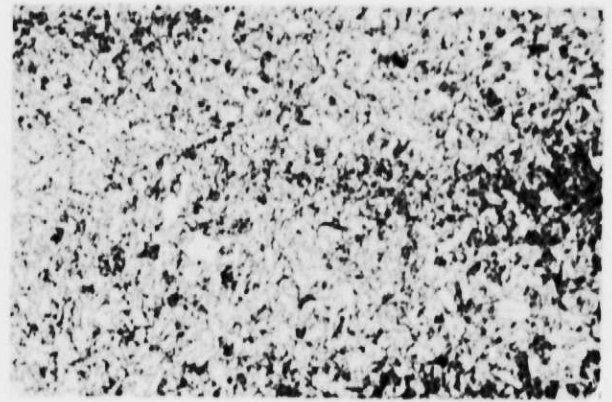


Bild 1.1: Thermischer Beanspruchungszyklus an einer Turbinenwelle /4/



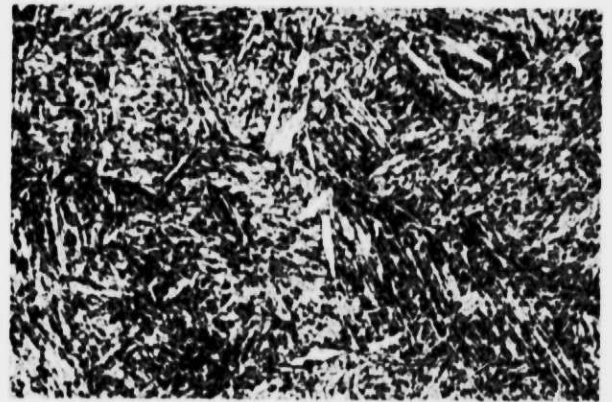
3.1: GS-17 CrMoV 5 11



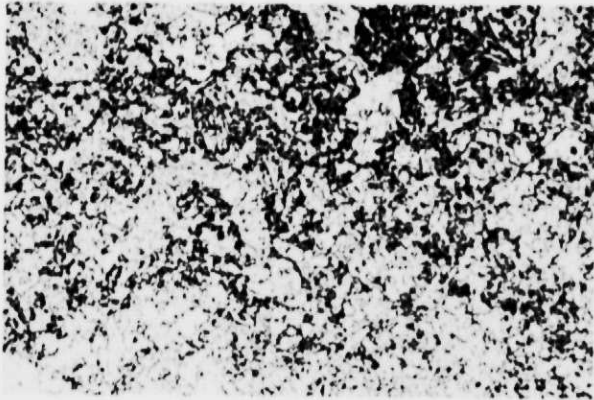
3.2: 28 CrMoNiV 49



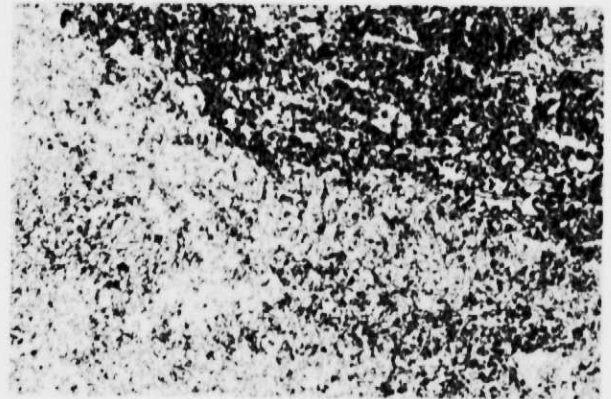
3.3: 13 CrMo 44



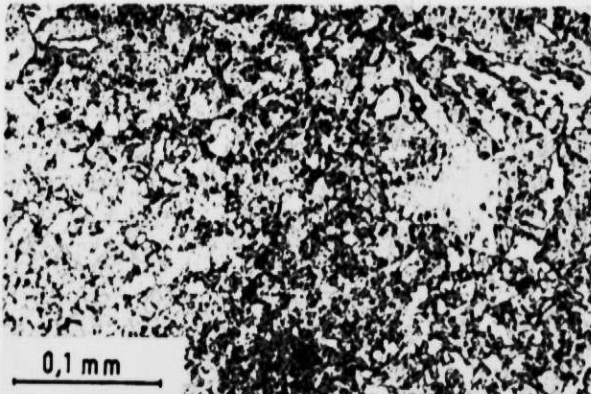
3.4: X 20 CrMoV 12 1



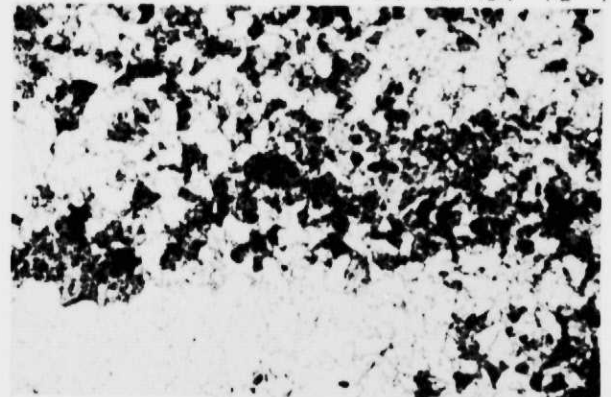
3.5: Schweißgut Schweißverb.  
GS-17CrMoV 5 11/GS-17CrMoV 5 11



3.6: Schweißgut Schweißverb.  
GS-17 CrMoV 5 11/ X 20 CrMoV 12 1



3.7: GS-17 /2 000 h gegläht



3.8: 28 CrMoNiV 49 wärmebehandelt

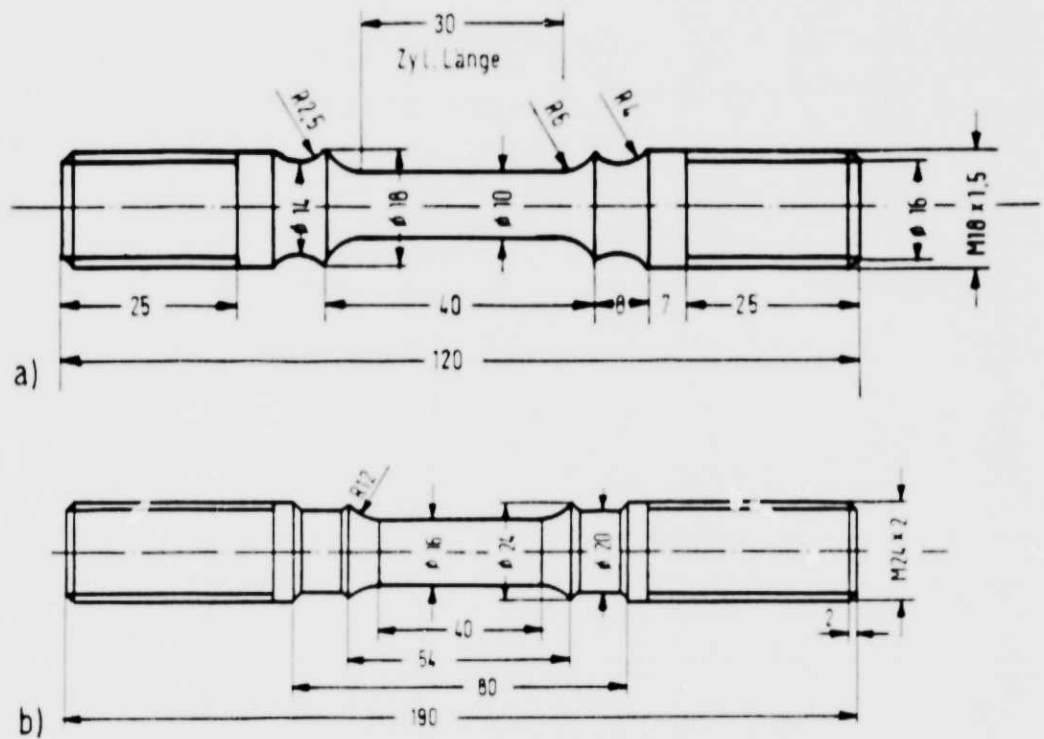


Bild 3.9: Proben für Dehnungswechselversuche bei höheren Temperaturen  
 a) Schutzgasversuche und Normalatmosphärenversuche  
 b) Normalatmosphärenversuche

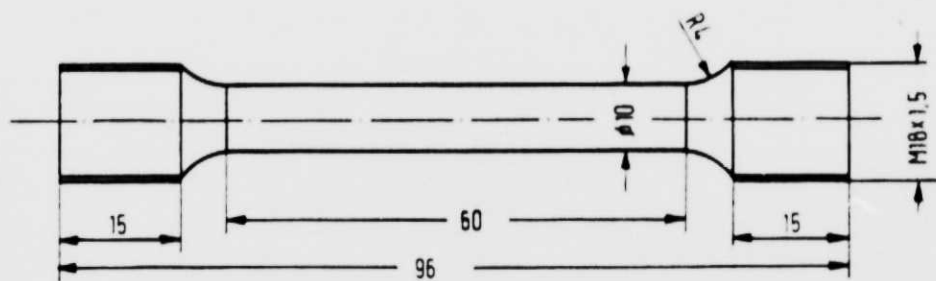


Bild 3.10: Probe für Zeitstandversuche (Schutzgas und Normalatmosphäre)



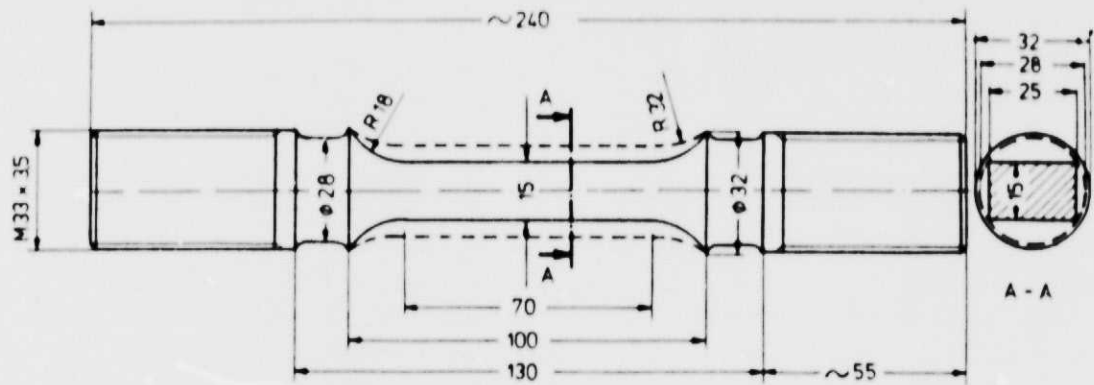


Bild 3.11: Probe für Dehnwechselvorbeanspruchung für anschließende Zug- bzw. Kerbschlagbiegeversuche

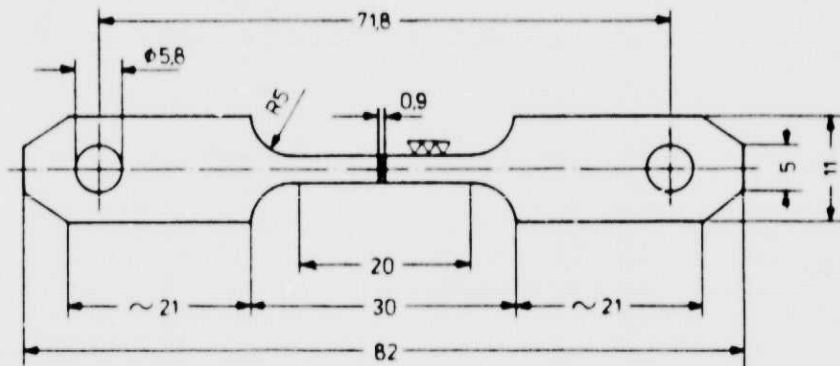


Bild 3.12: Probe für Zugversuche im REM

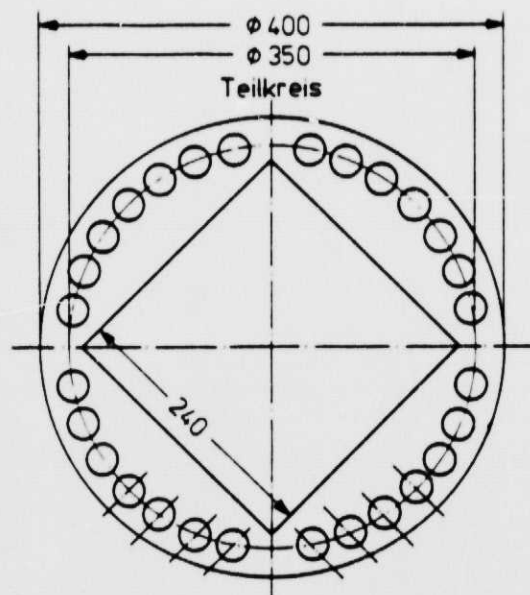


Bild 3.13: Probenentnahme 28 CrMoNiV 49

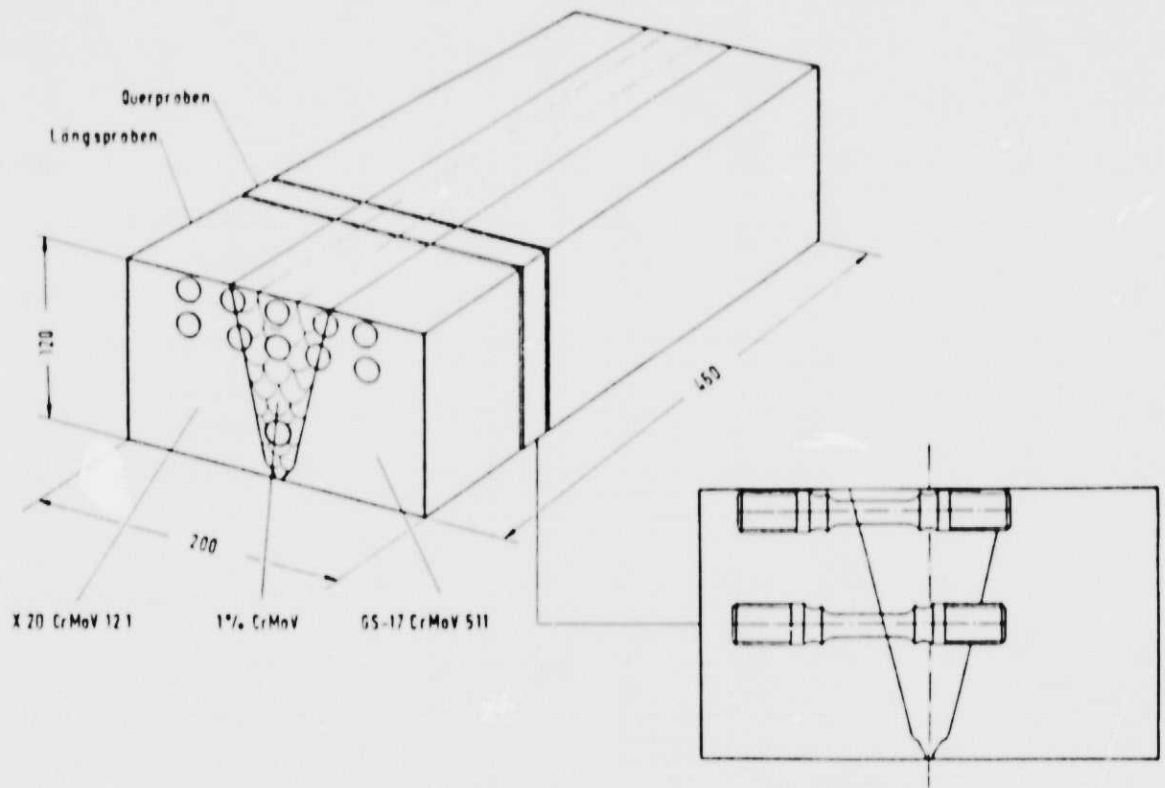


Bild 3.14: Probenentnahme Schweißverbindung  
X 22 CrMoV 12 1 / GS-17 CrMoV 5 11

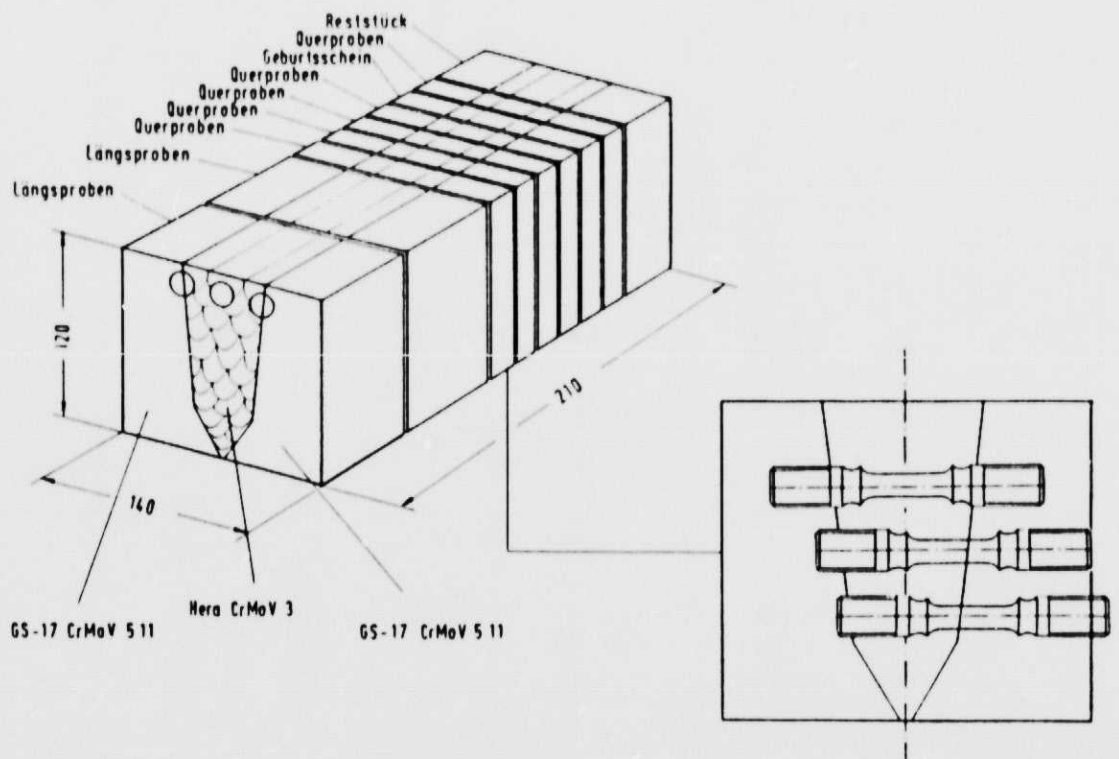
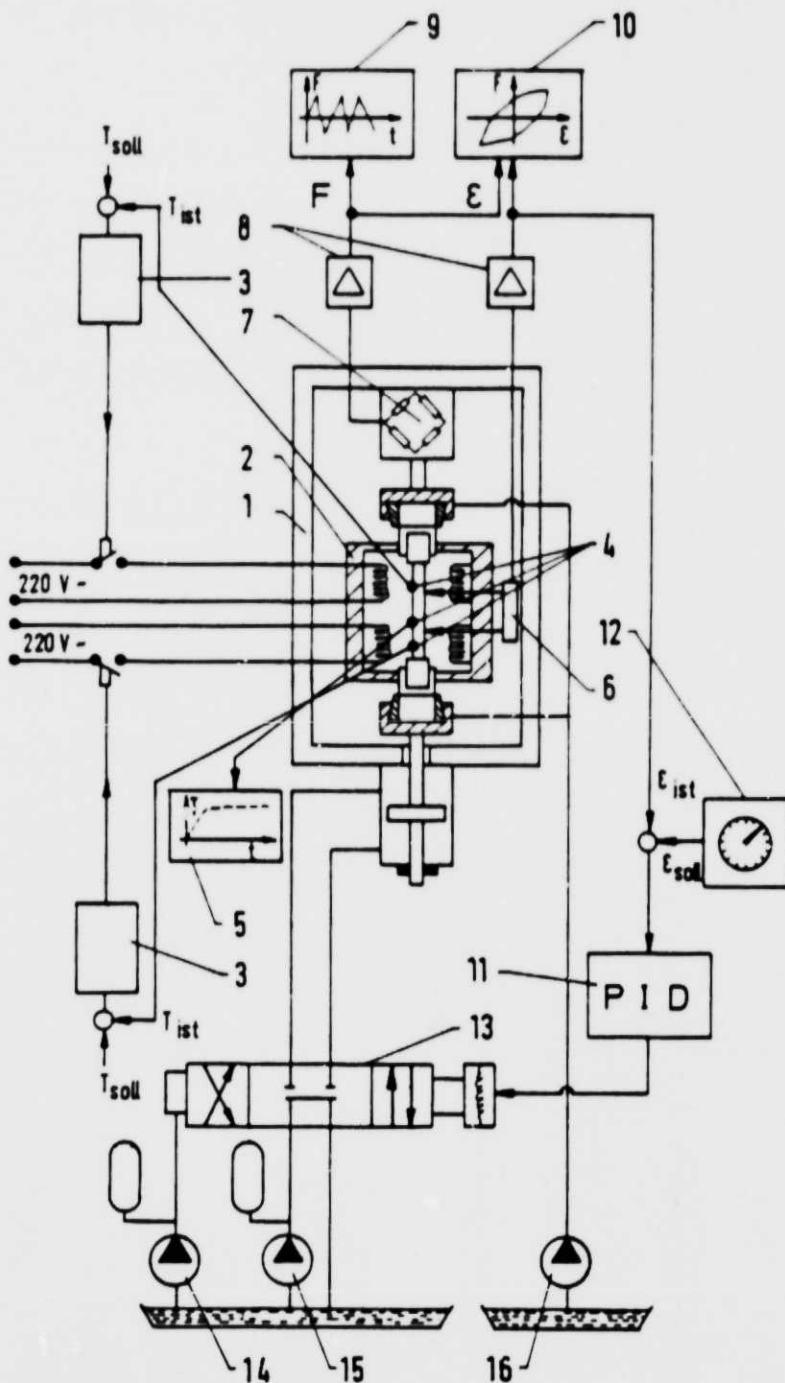


Bild 3.15: Probenentnahme Schweißverbindung  
GS-17 CrMoV 5 11 / GS-17 CrMoV 5 11



- 1 Prüfmaschine
- 2 Heizofen
- 3 Zweipunktregler (Temperatur)
- 4 Thermoelement
- 5 Punktschreiber
- 6 Extensometer
- 7 Kraftmeßdose
- 8 Verstärker
- 9 Kompensationsschreiber ( $F(t)$ )
- 10 Zweikomponentenschreiber ( $F = F(\epsilon)$ )
- 11 PID - Regler
- 12 Sollwertgeber mit Zeitprogrammierung
- 13 Servoventil
- 14 Servokreispumpe
- 15 Arbeitskreispumpe
- 16 Spannhydraulik

Bild 3.16: Prüfeinrichtung für Dehnungswechselversuche (Hydraulikschema)

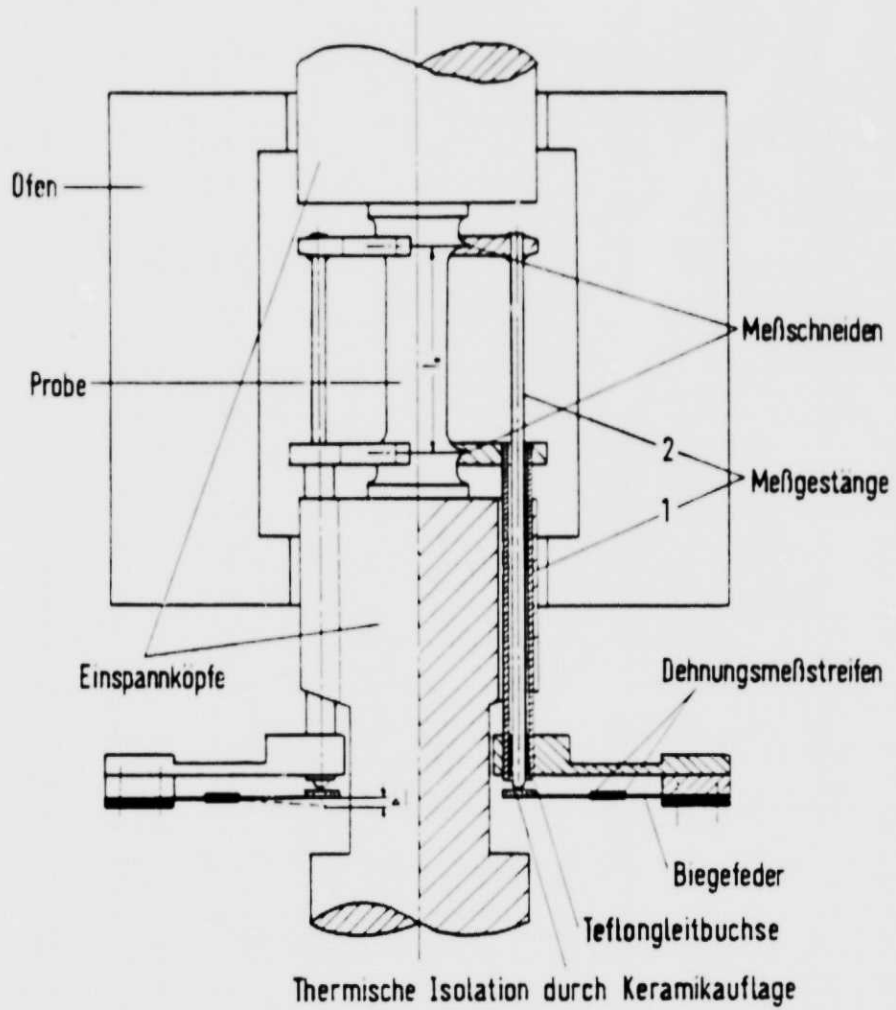


Bild 3.17: Meßaufnehmer für Dehnungswechselversuche bei höheren Temperaturen

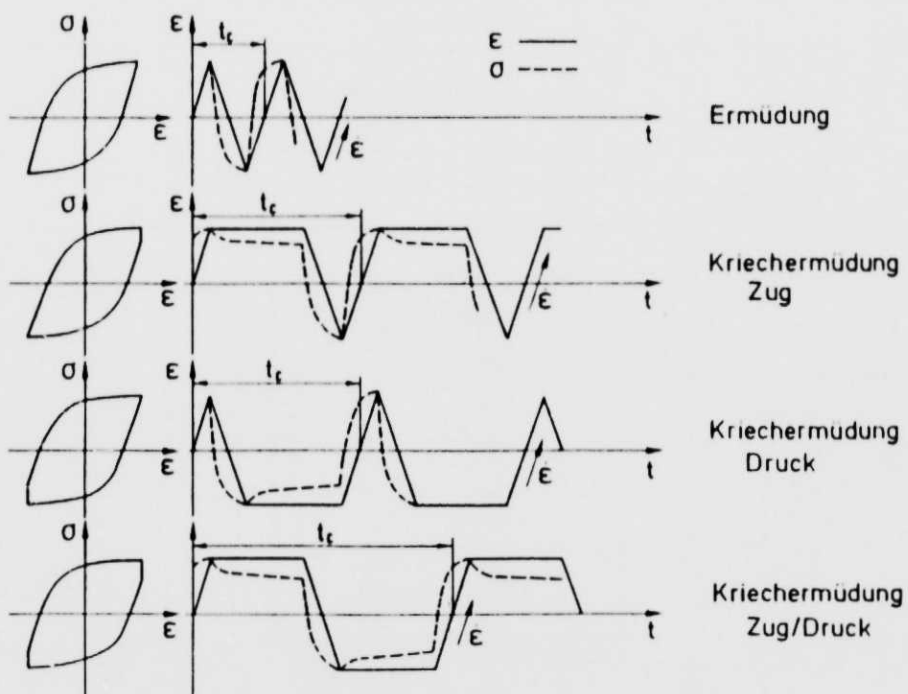
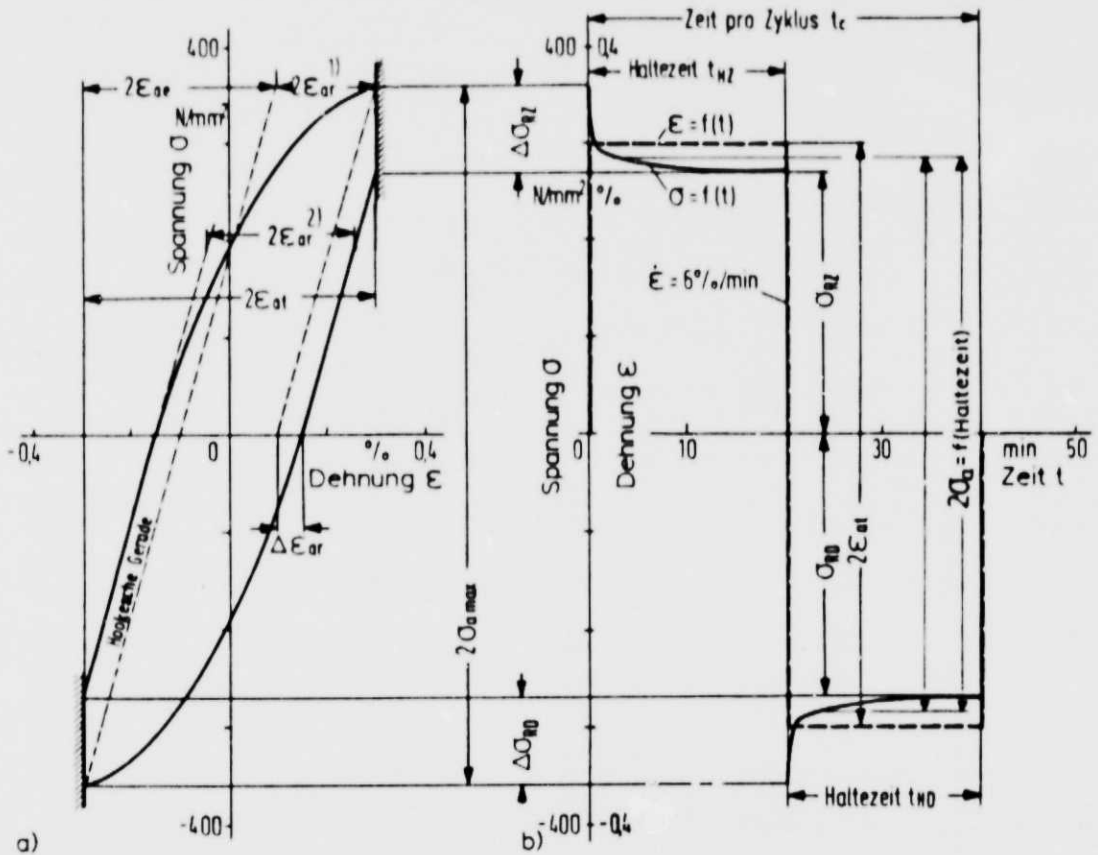


Bild 3.18: Zyklusformen der Dehnungswechselversuche



1) Versuch ohne Haltezeit

2) Versuch mit Haltezeit

$2E_{ar}$  = plastischer Anteil der Gesamtdehnungsschwingbreite  $2E_{at}$

Bild 3.19: Kennzeichnende Größen des Dehnungswechselversuches, dargestellt am Beispiel einer Hysteresisschleife mit Haltezeit

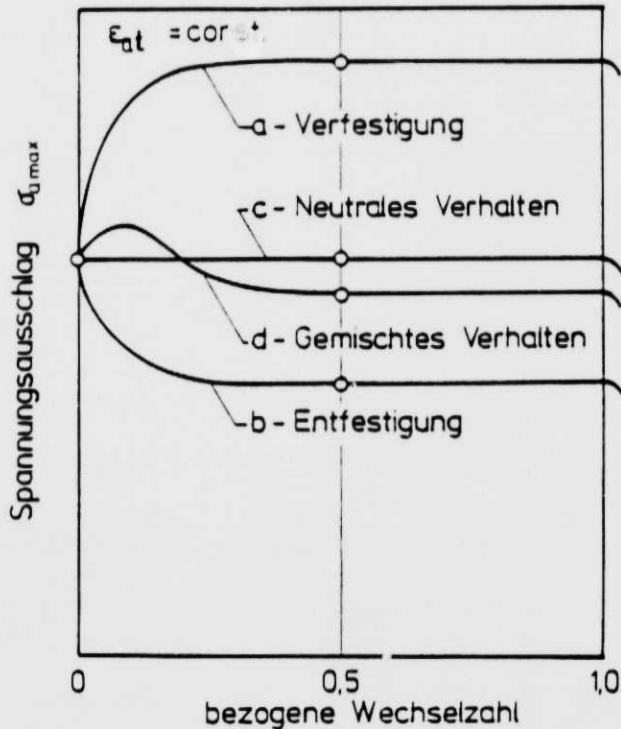


Bild 3.20: Zyklisches Verhalten von Werkstoffen beim Dehnungswechselversuch

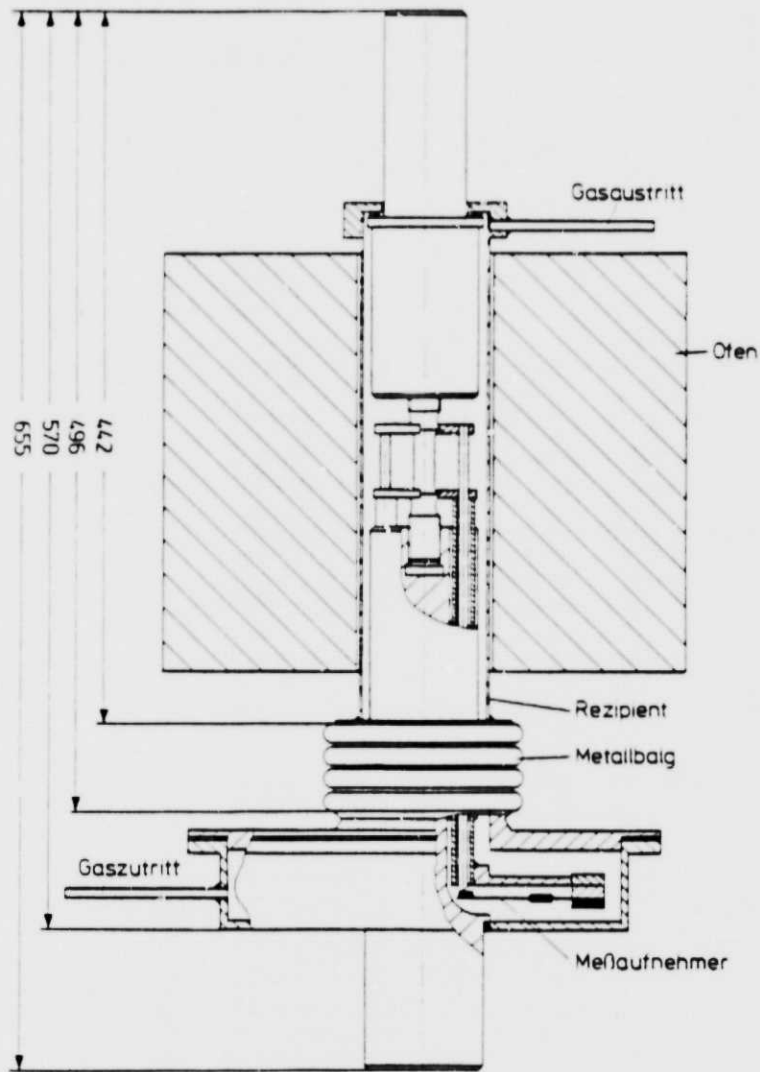


Bild 3.21: Schutzgasrezipient für Dehnungswechselversuche (schematisch)

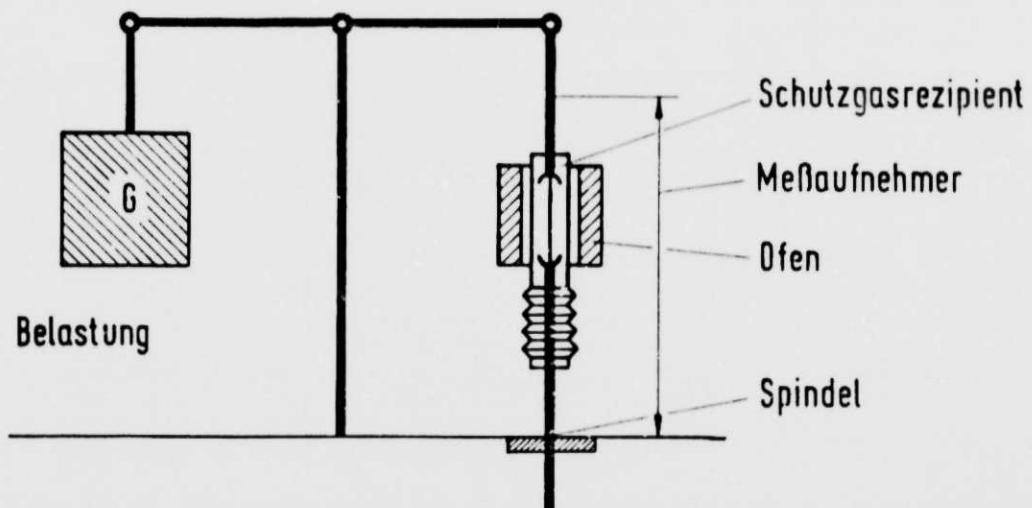


Bild 3.22: Versuchsaufbau für Schutzgaszeitstandversuche (schematisch)



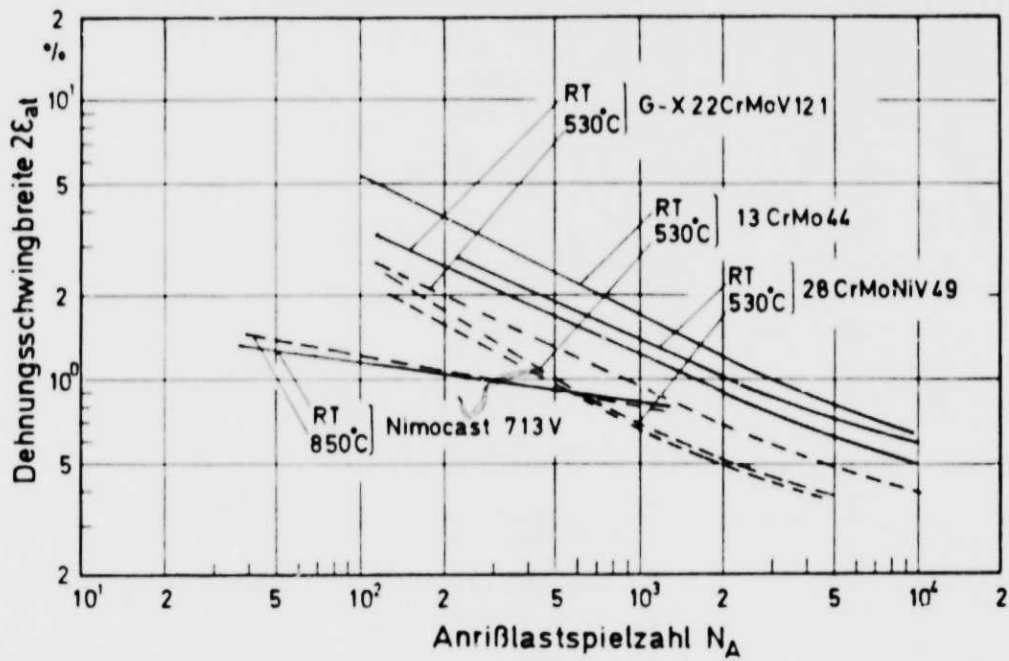


Bild 4.1: Anrißkennlinien verschieden stark zunderbeständiger Werkstoffe / 10/

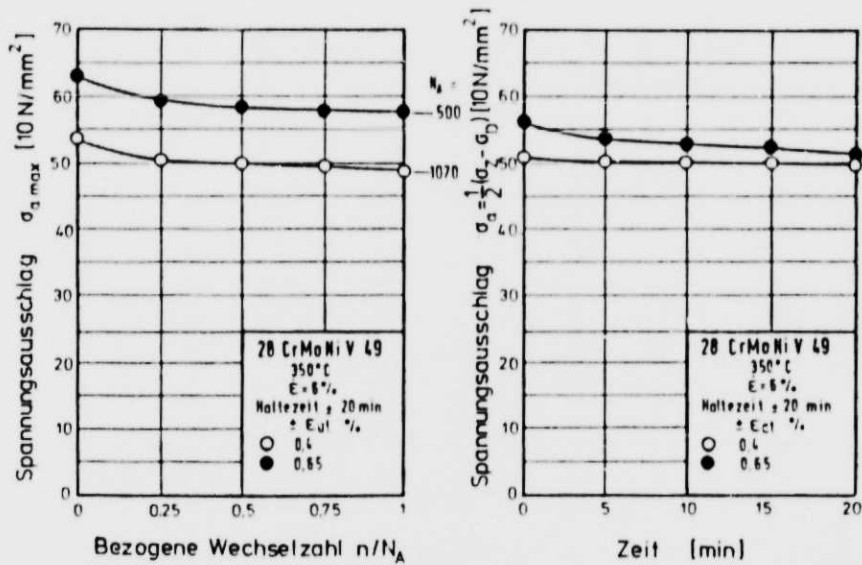


Bild 4.2: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A=0,5$  des 28CrMoNiV49,  $t_{HZ}=t_{HD}=20 \text{ min}$ ,  $T=350^\circ\text{C}$

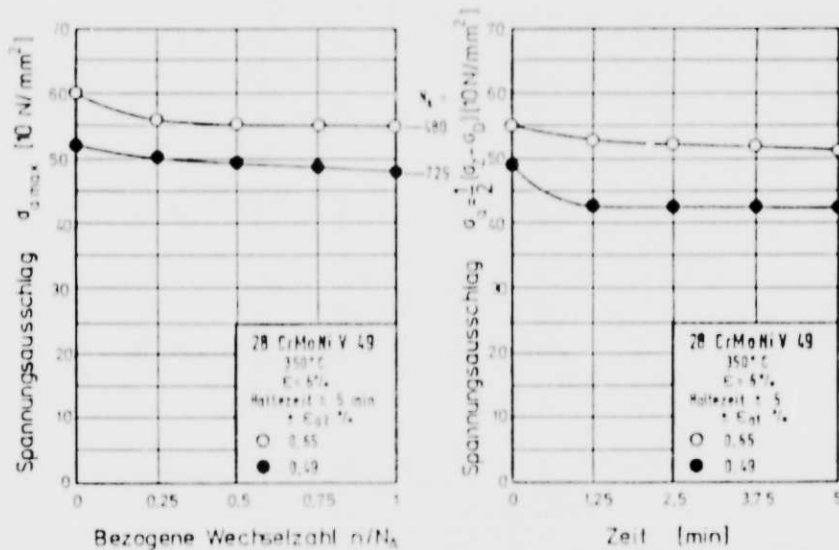


Bild 4.3: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{\text{HZ}} = t_{\text{HD}} = 5$  min,  $T = 350^\circ\text{C}$

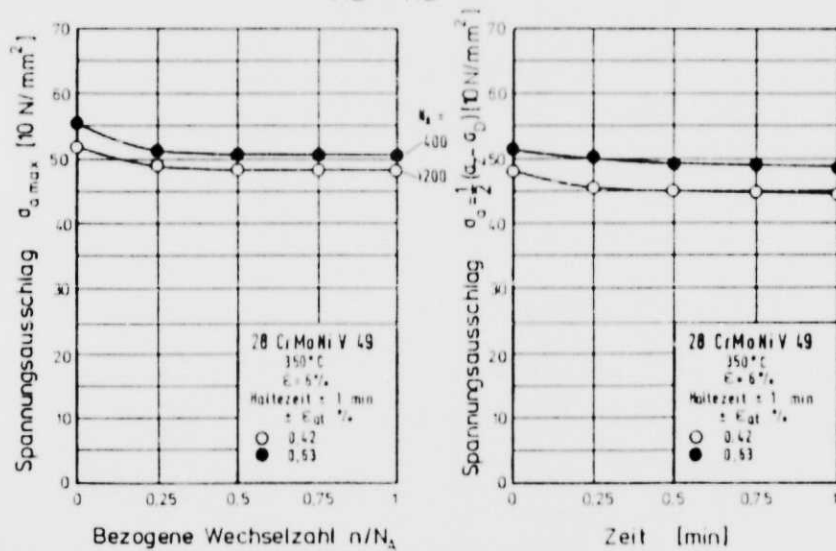


Bild 4.4: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{\text{HZ}} = t_{\text{HD}} = 1$  min.,  $T = 350^\circ\text{C}$

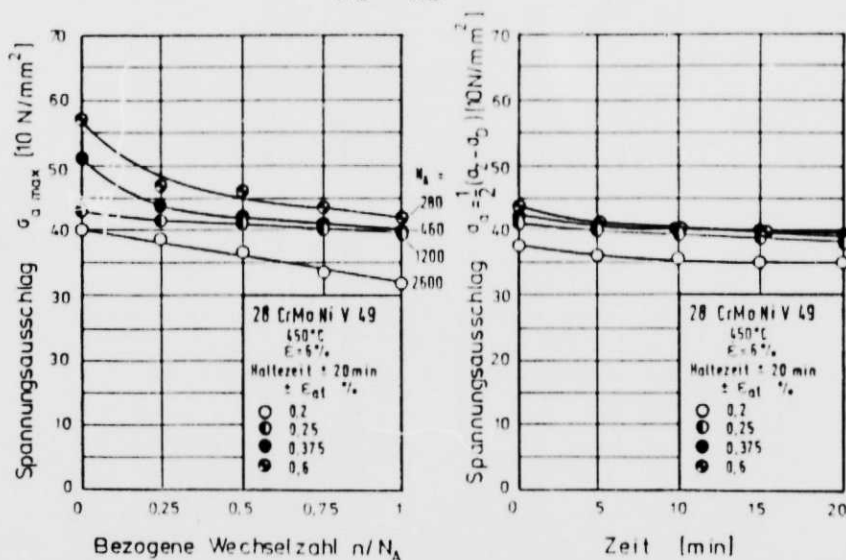


Bild 4.5: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{\text{HZ}} = t_{\text{HD}} = 20$  min.,  $T = 450^\circ\text{C}$

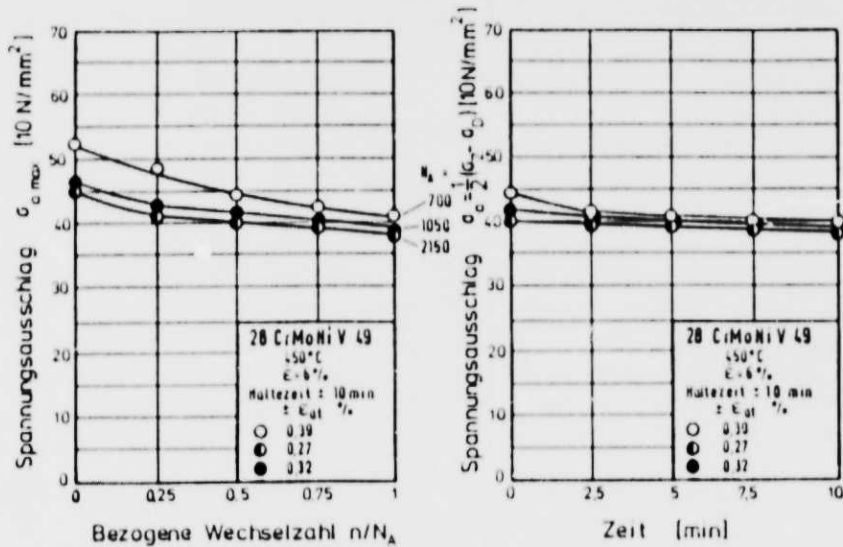


Bild 4.6: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ} = t_{HD} = 10 \text{ min.}$ ,  $T = 450^\circ\text{C}$

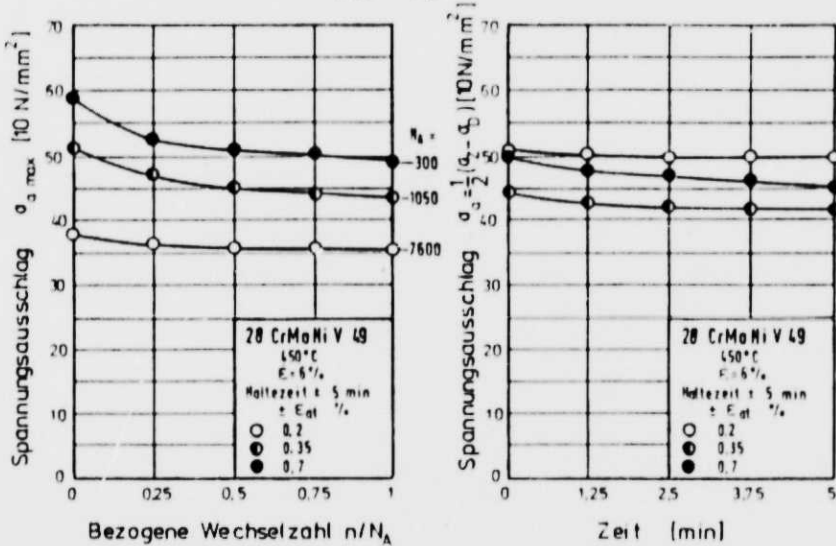


Bild 4.7: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ}/t_{HD} = 1 \text{ min.}$ ,  $T = 450^\circ\text{C}$

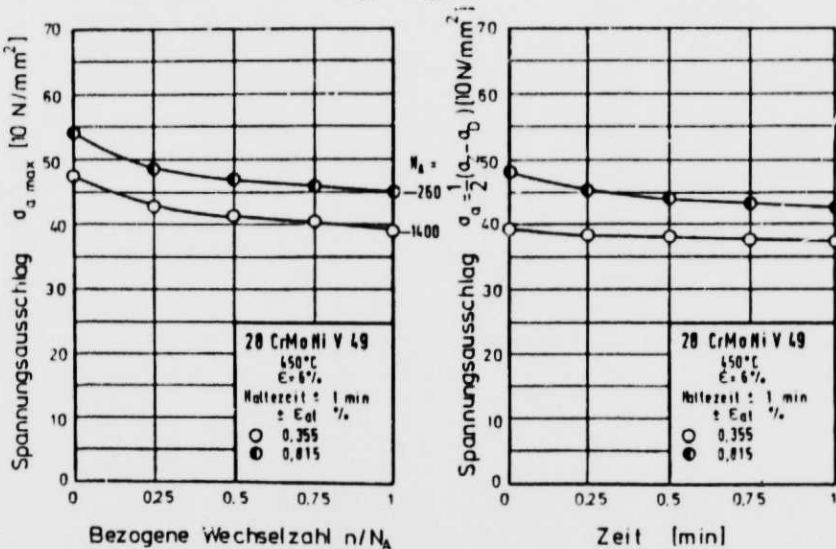


Bild 4.8: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ} = t_{HD} = 1 \text{ min.}$ ,  $T = 450^\circ\text{C}$

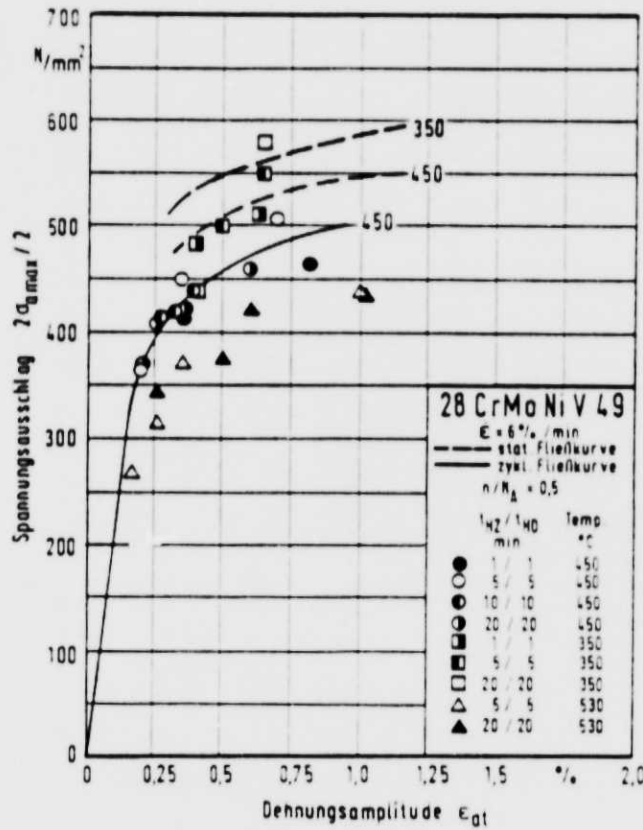


Bild 4.9: Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurven des 28 CrMoNiV 49 bei  $T = 450^\circ C$  und  $350^\circ C$ , sowie verschiedenen Haltezeiten

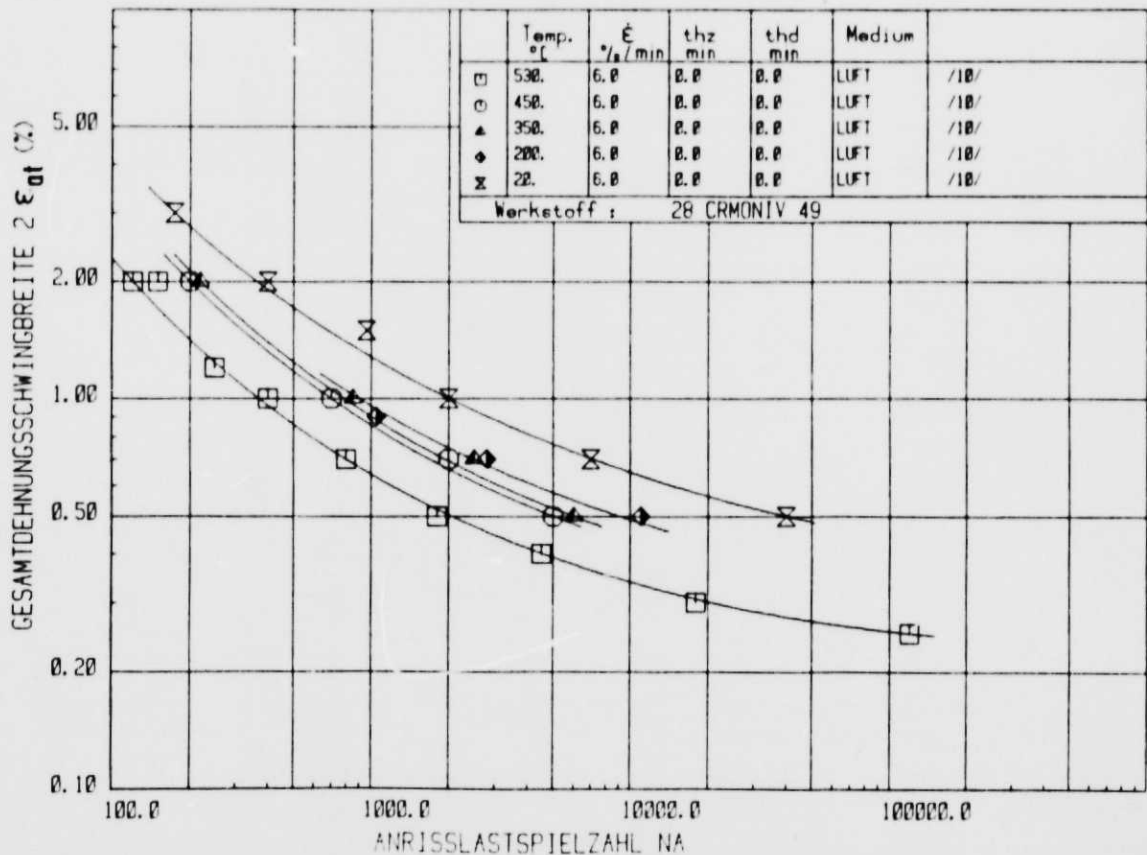


Bild 4.10: Einfluß der Temperatur bei Versuchen ohne Haltezeit auf die Lastspielzahl bis zum Anriß beim 28 CrMoNiV 49 /10/

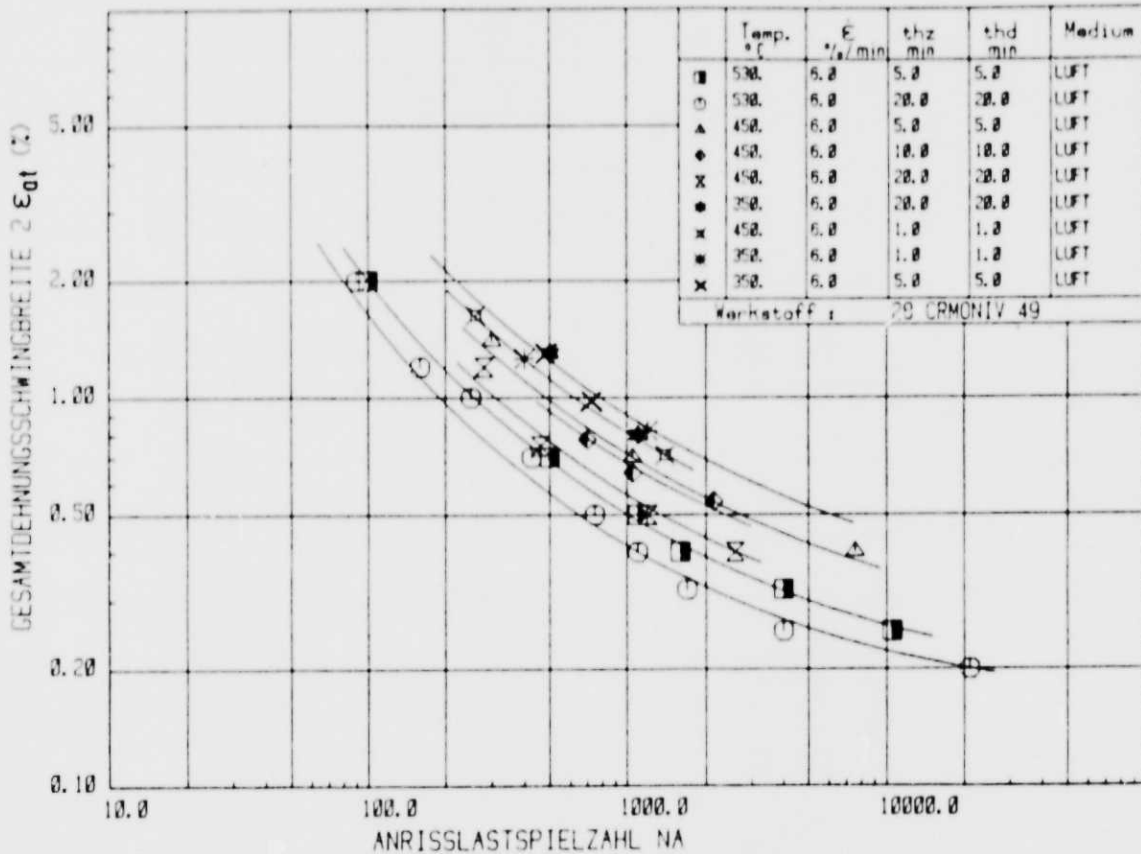


Bild 4.11: Einfluß der Temperatur bei Versuchen mit Haltezeit auf die Lastspielzahl bis zum Anriß beim 28 CrMoNiV 49

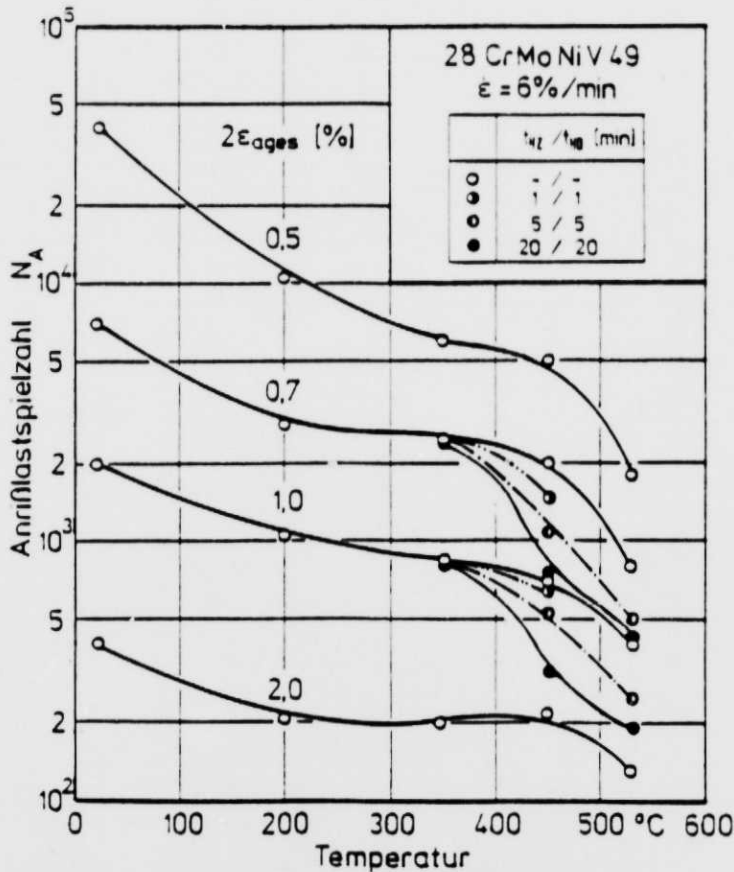


Bild 4.12: Abhängigkeit der Anrißlastspielzahl  $N_A$  bei konstantem  $2\epsilon_{at}$  von der Versuchstemperatur, Werkstoff: 28 CrMoNiV 49

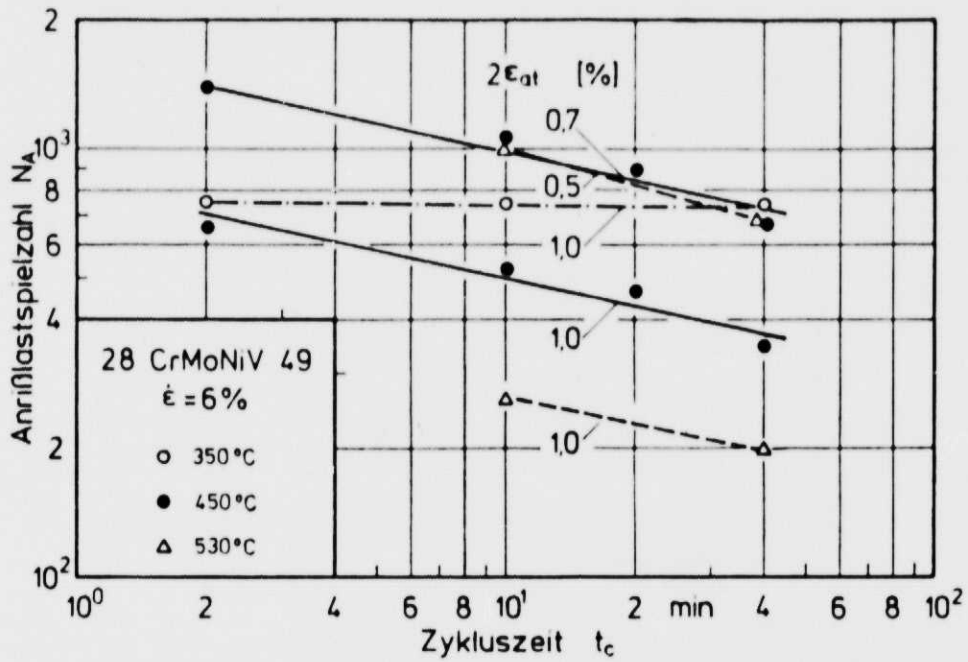


Bild 4.13: Anrißlastspielzahl  $N_A$  in Abhängigkeit von der aufgetragenen Zykluszeit bei konstantem  $2 \epsilon_{at}$ , Werkstoff: 28 CrMoNiV 49

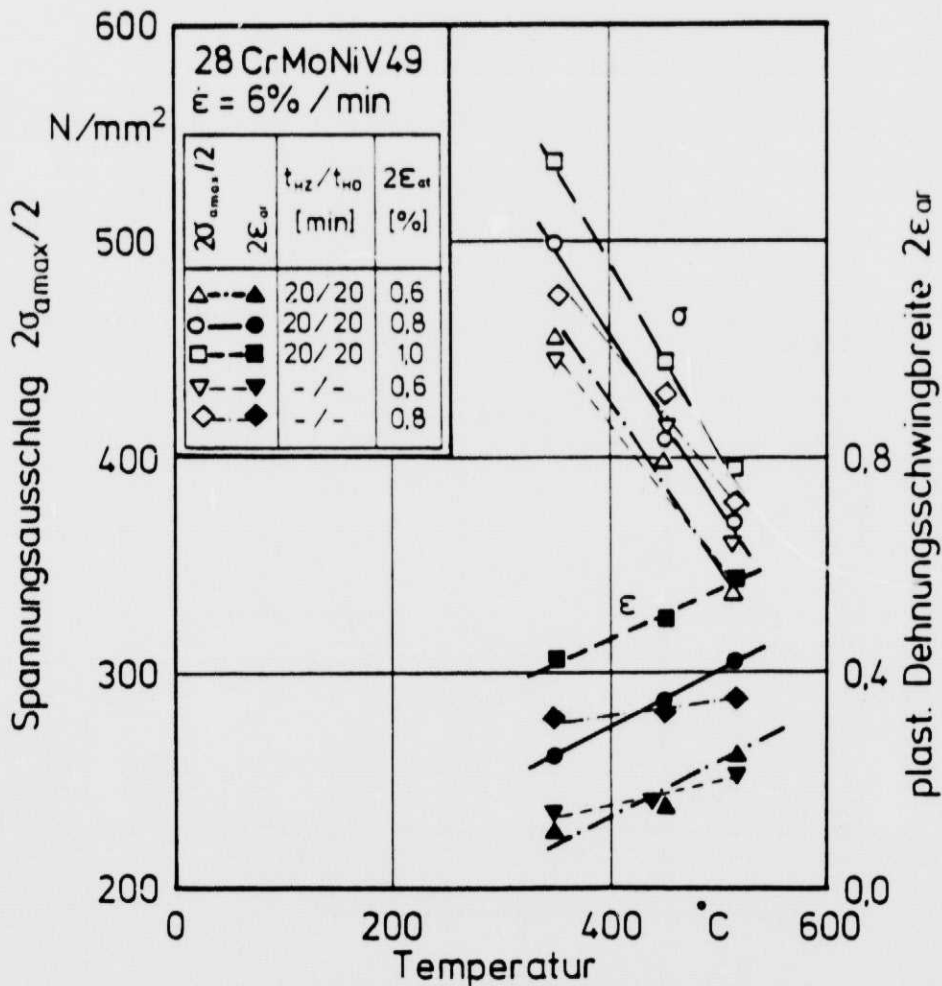


Bild 4.14: Spannungs- und Dehnungsausschlag in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur bei konstantem  $2 \epsilon_{at}$ , Werkstoff: 28 CrMoNiV 49,  $n/N_A = 0,5$



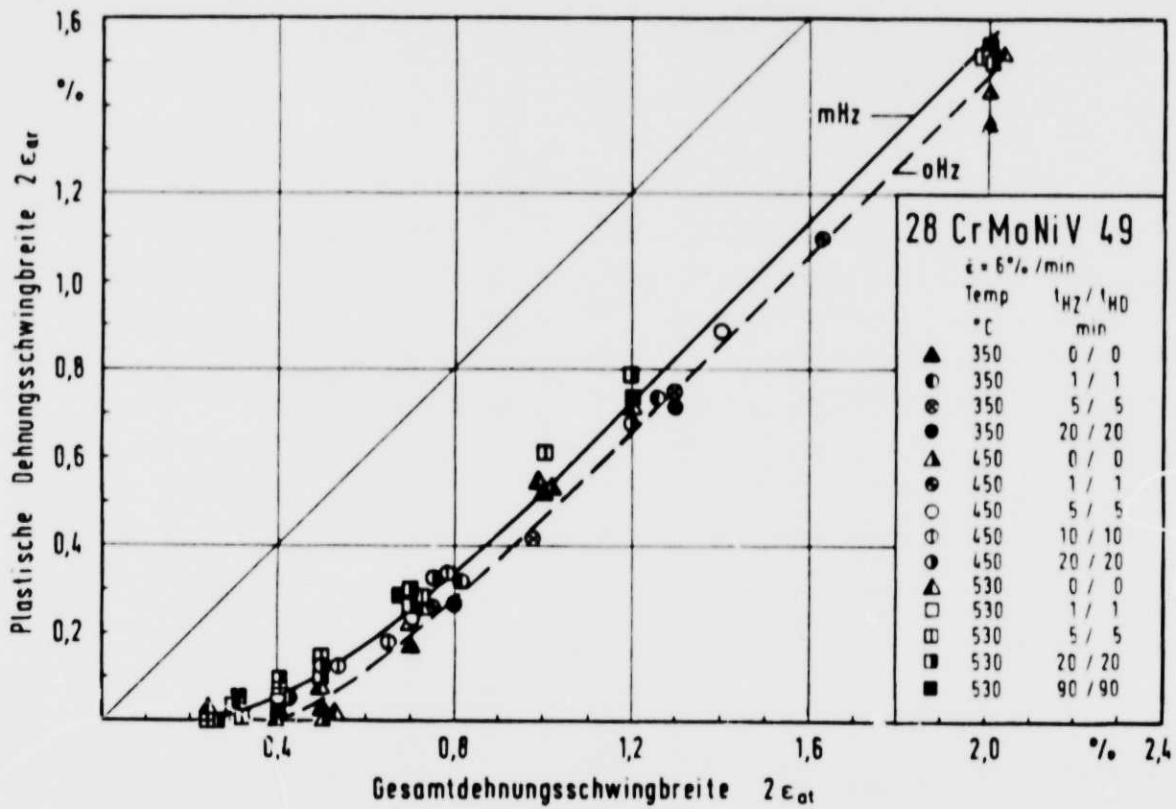


Bild 4.15: Abhängigkeit der plastischen Dehnungsschwingbreite von der Gesamtdehnungsschwingbreite beim 28 CrMoNiV 49,  $n/N_A = 0,5$

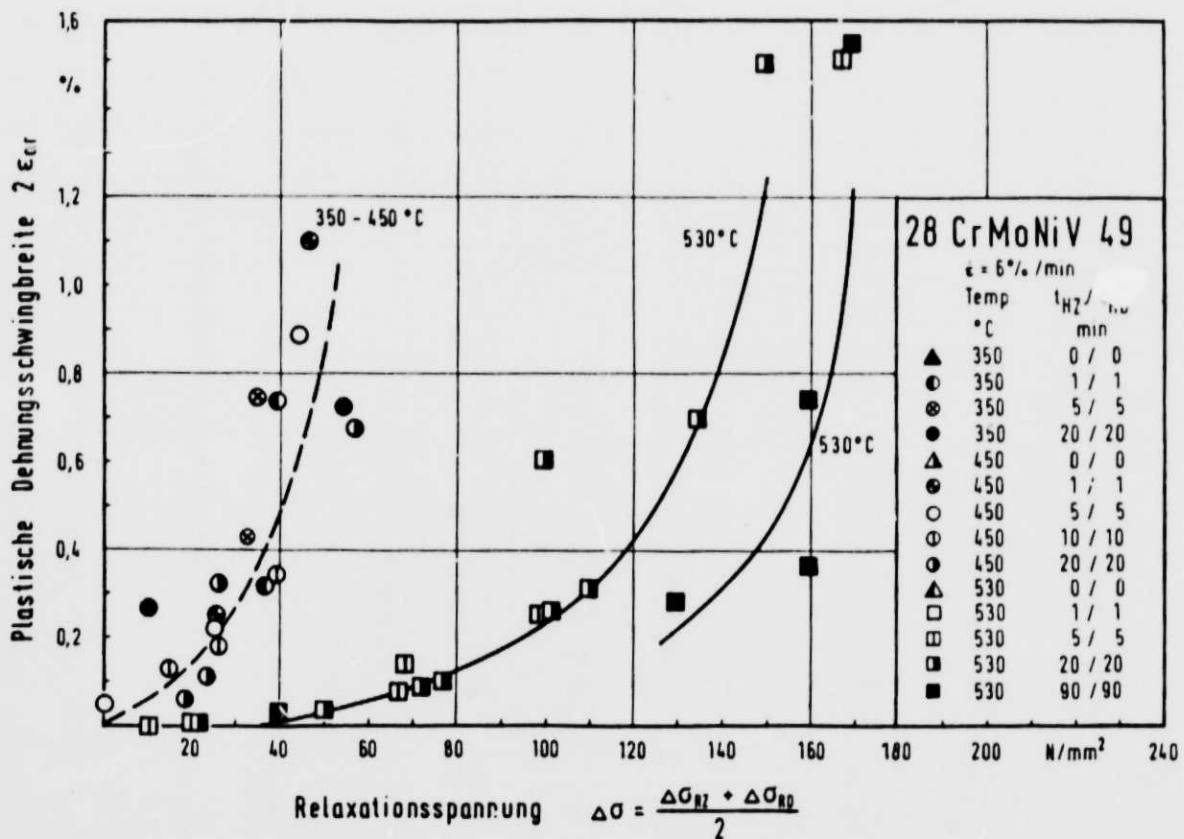


Bild 4.16: Abhängigkeit der plastischen Dehnungsschwingbreite von der Relaxationsspannung beim 28 CrMoNiV 49,  $n/N_A = 0,5$



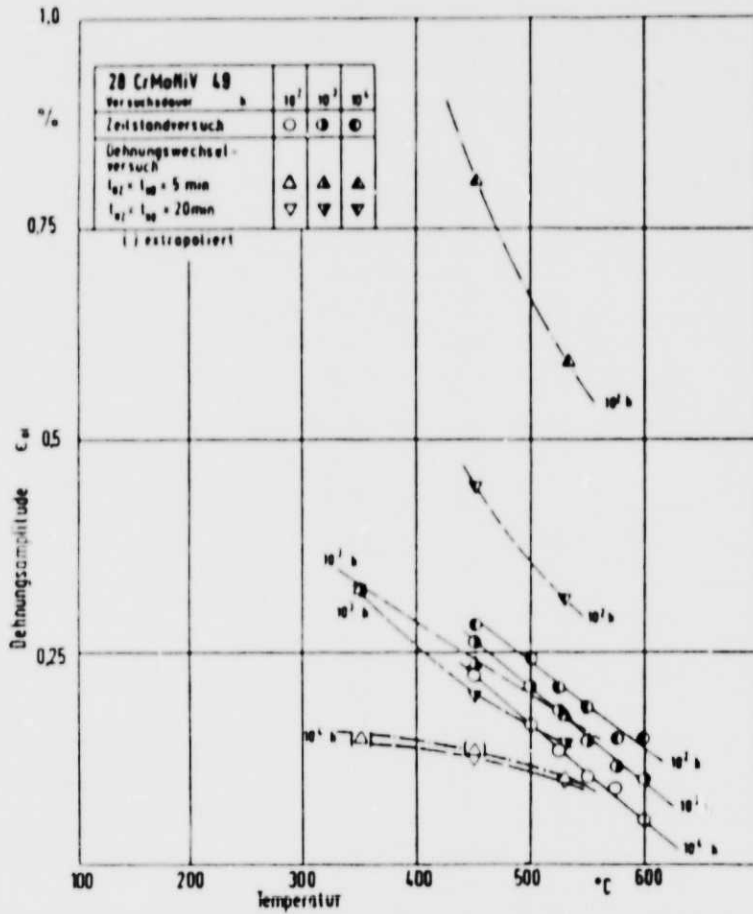


Bild 4.19: Vergleich Dehnungswechselversuch mit umgerechneten Zeitstandergebnissen mit der Zeit bis zum Versagen als Parameter in Abhängigkeit von der Temperatur

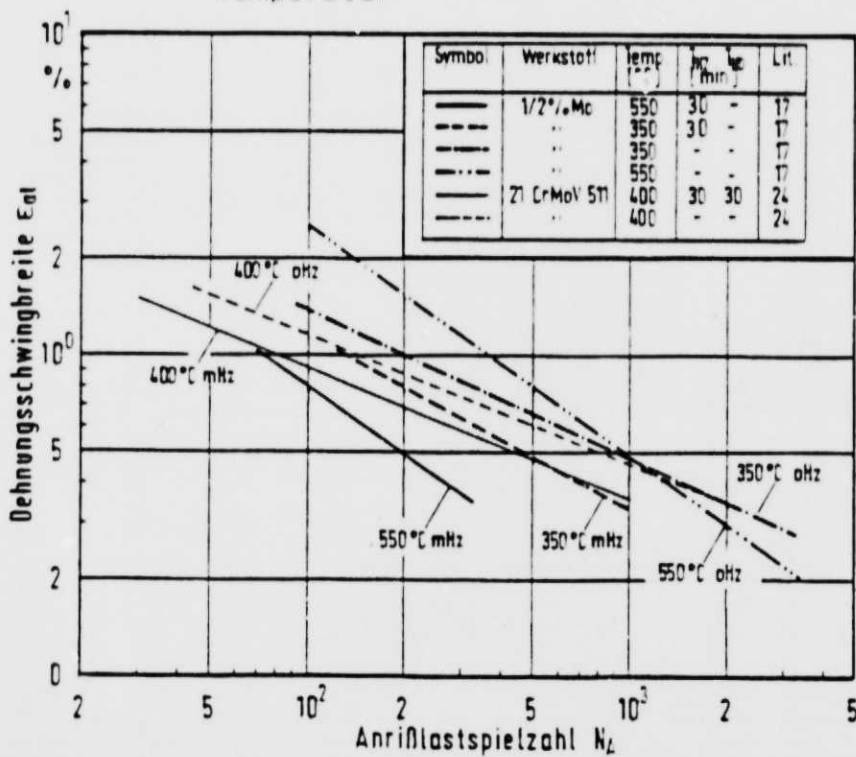


Bild 4.20: Zusammenstellung von Anrißkennlinien bei verschiedenen Temperaturen aus der Literatur [17, 24], Medium: Luft

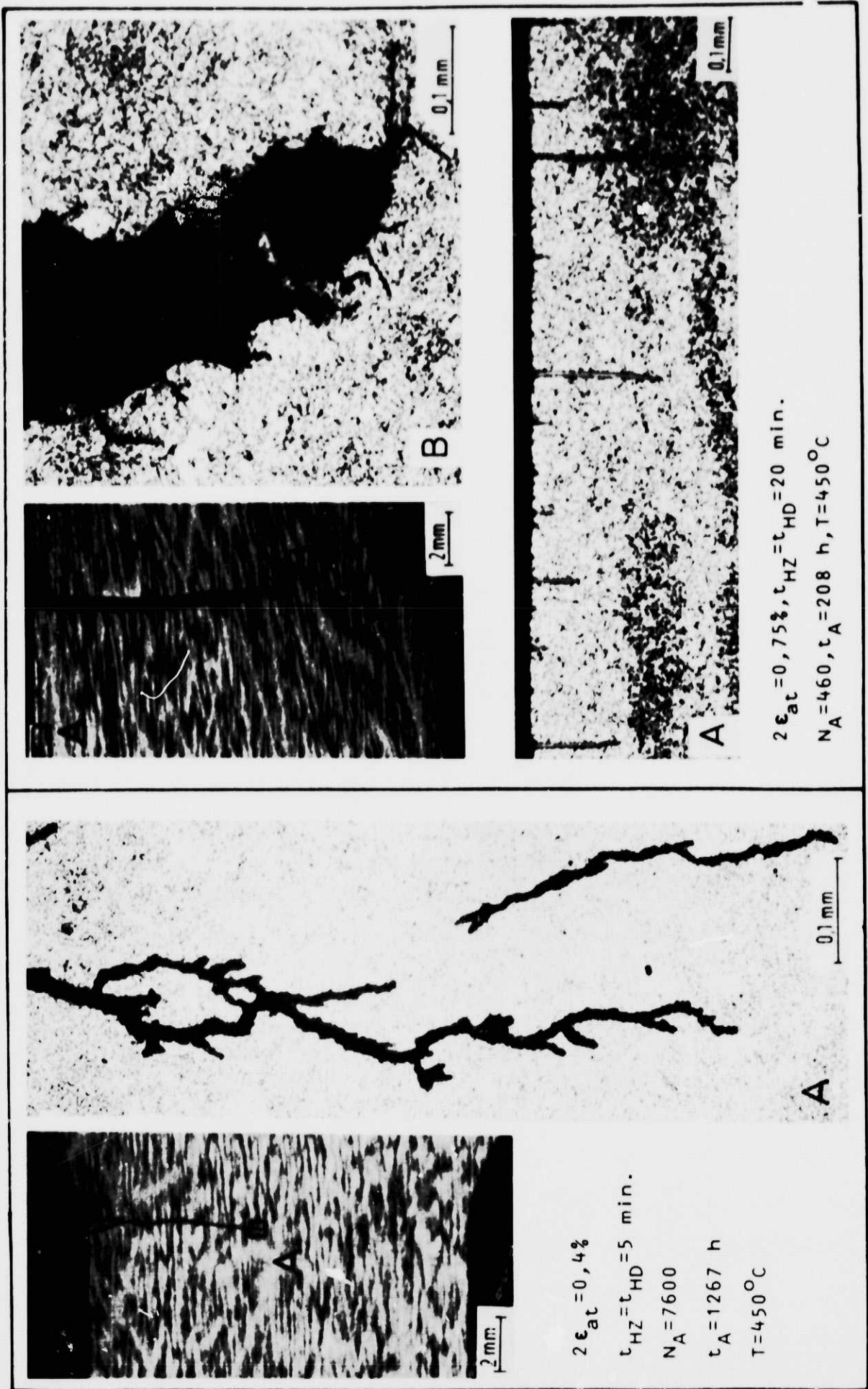


Bild 4.20: Metallografische Befunde, Werkstoff 28 CrMoNIV 49

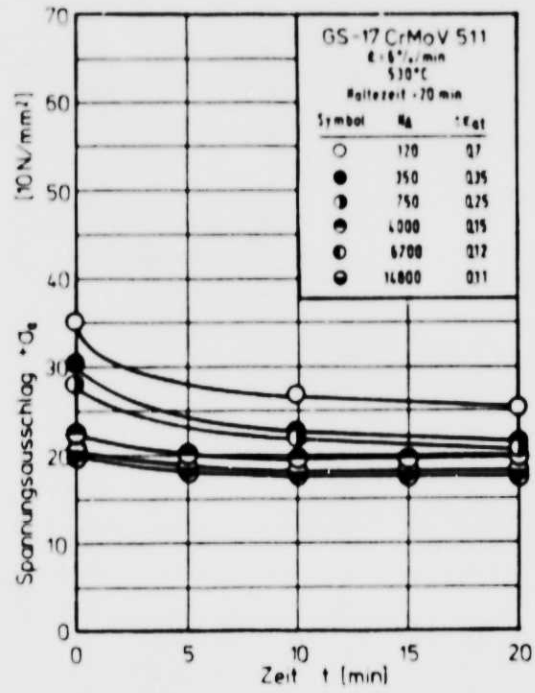
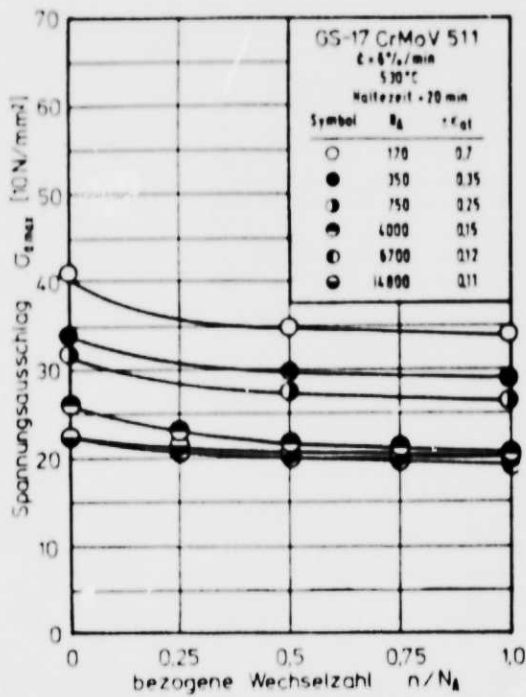


Bild 5.1: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des GS-17 CrMoV 511,  $t_{HZ} = 20$  min,  $t_{HD} = 0$  min,  $T = 530^\circ C$

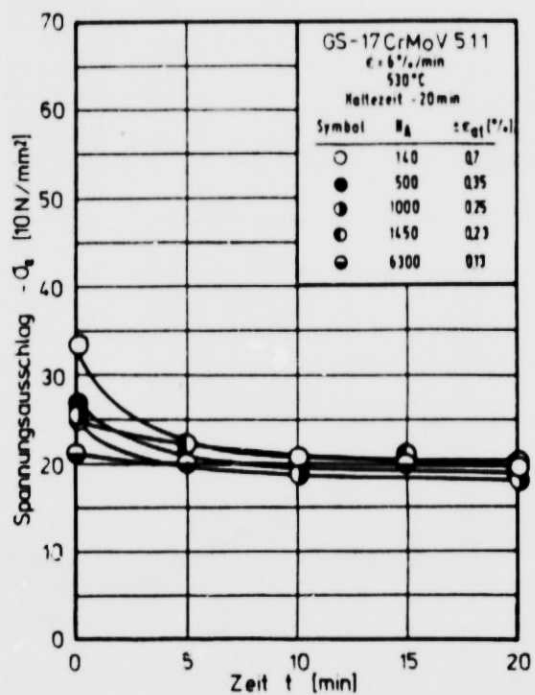
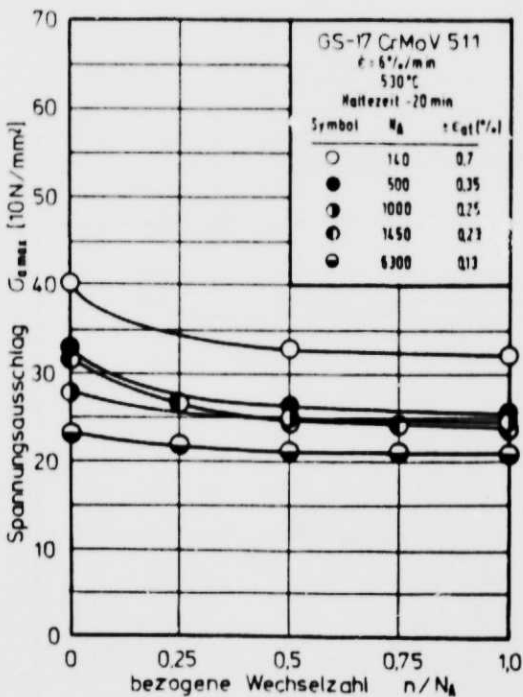


Bild 5.2: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des GS-17 CrMoV 511,  $t_{HZ} = 0$  min,  $t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ C$

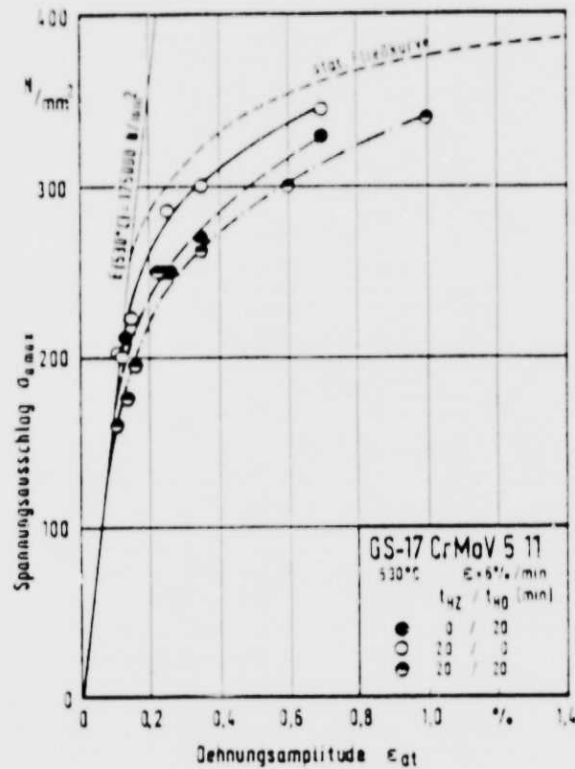


Bild 5.3: Zyklische ( $n/N=0,5$ ) und statische Fließkurve des GS-17 CrMoV 5 11

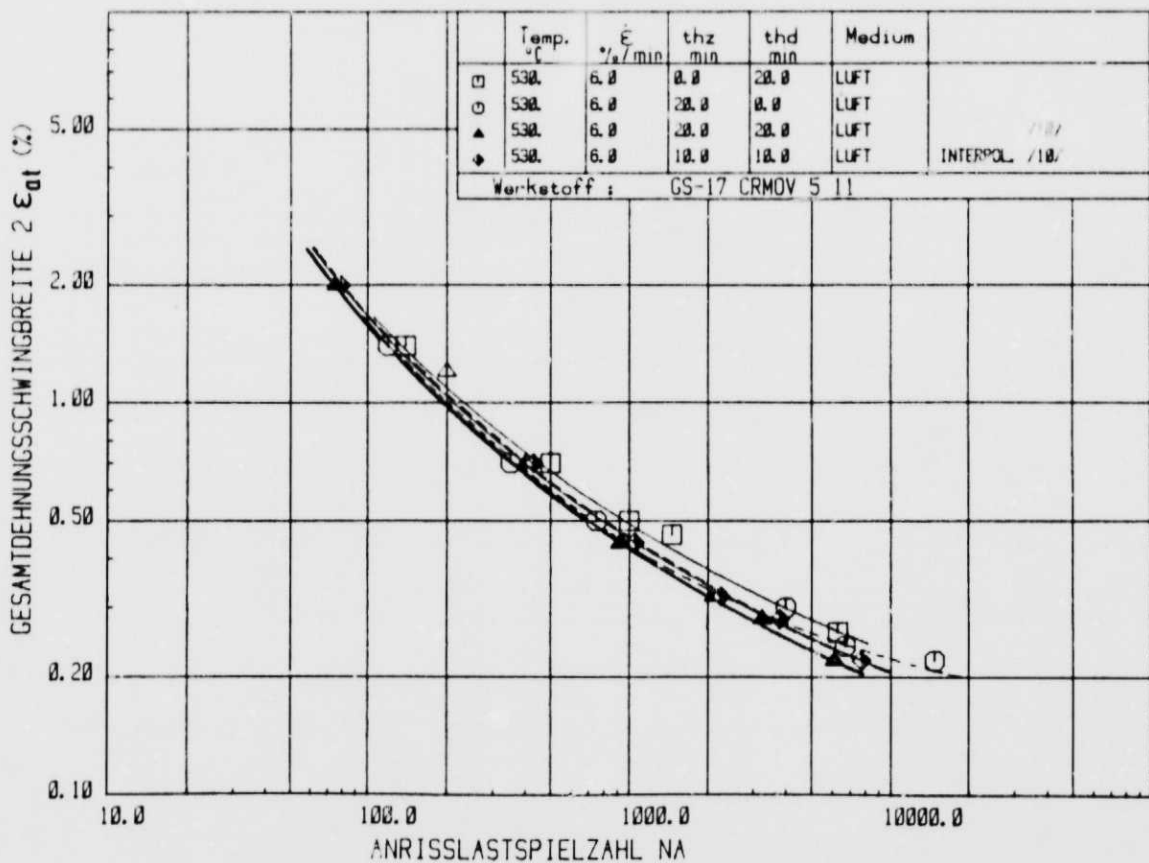


Bild 5.4: Einfluß einseitiger Haltezeiten auf das Kriechermüdungsverhalten des GS-17 CrMoV 5 11



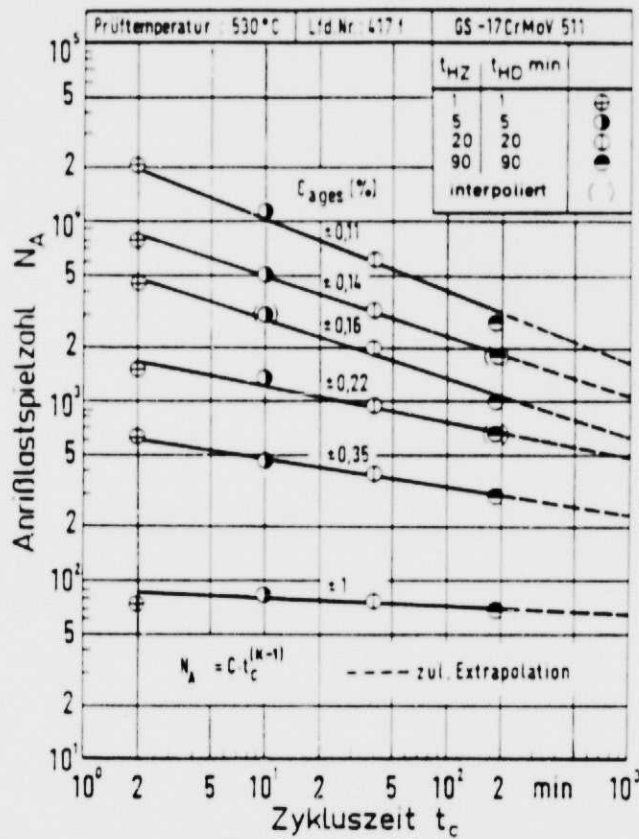


Bild 5.5: Abhängigkeit der Anrißlastspielzahl von der aufgetragenen Zykluszeit /10/, Werkstoff: GS-17 CrMoV 5 11

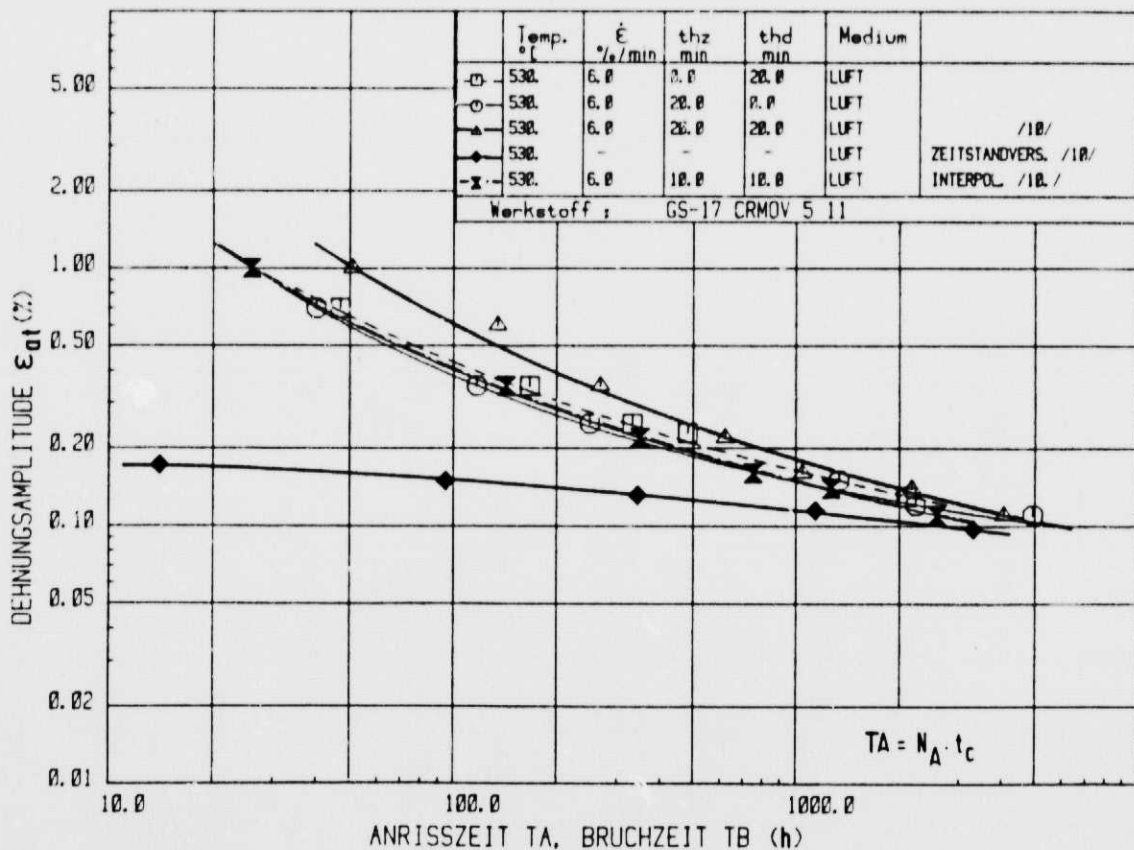
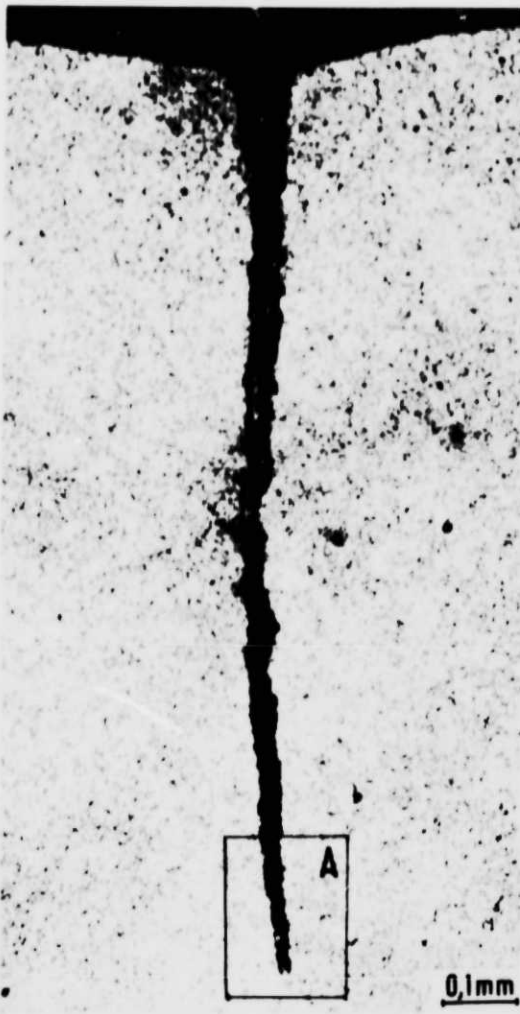
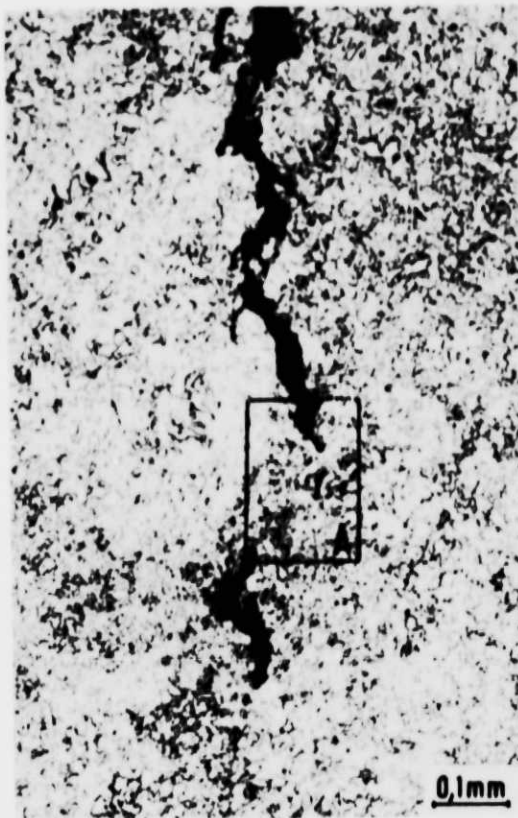


Bild 5.6: Vergleich Zeitstand- /Dehnungswechselversuch nach dem Verfahren von /45/, Werkstoff: GS-17 CrMoV 5 11

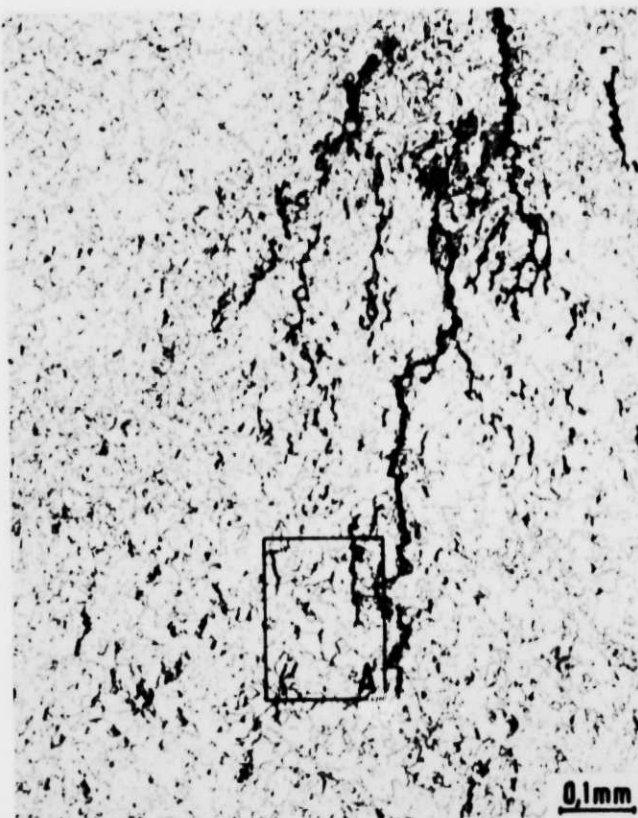


$2 \varepsilon_{at} = 0,26 \%$ ,  $t_{HZ} = 0 \text{ min}$ ,  $t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 6300$ ,  
 $t_A = 2100 \text{ h}$ ,  $T = 530^\circ\text{C}$

Bild 5.7: Metallografische Befunde, Werkstoff: GS-17 CrMoV 5 11



$2 \epsilon_{at} = 0,24 \%$ ,  $t_{HZ} = 20 \text{ min}$ ,  $t_{HD} = 0 \text{ min}$ ,  $N_A = 6700$ ,  
 $t_A = 2233 \text{ h}$ ,  $T = 530^\circ\text{C}$



$2 \epsilon_{at} = 0,22 \%$ ,  $t_{HZ} = 20 \text{ min}$ ,  $t_{HD} = 0 \text{ min}$ ,  $N_A = 14\ 800$ ,  
 $t_A = 4934 \text{ h}$ ,  $T = 530^\circ\text{C}$

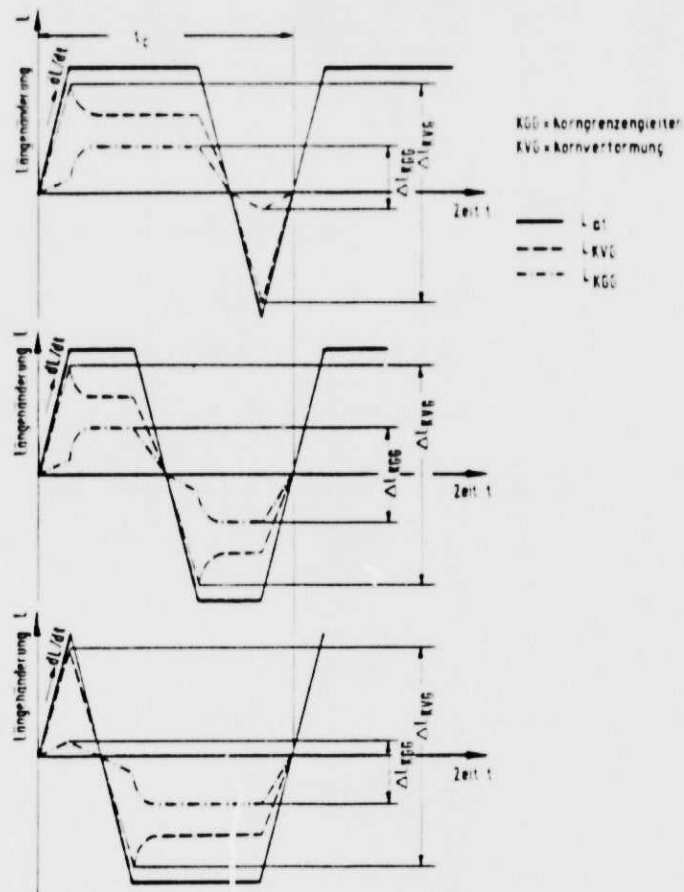


Bild 5.9: Schematische Darstellung von Verformungsvorgängen an Korngrenze und in der Kornmatrix während eines Lastspieles

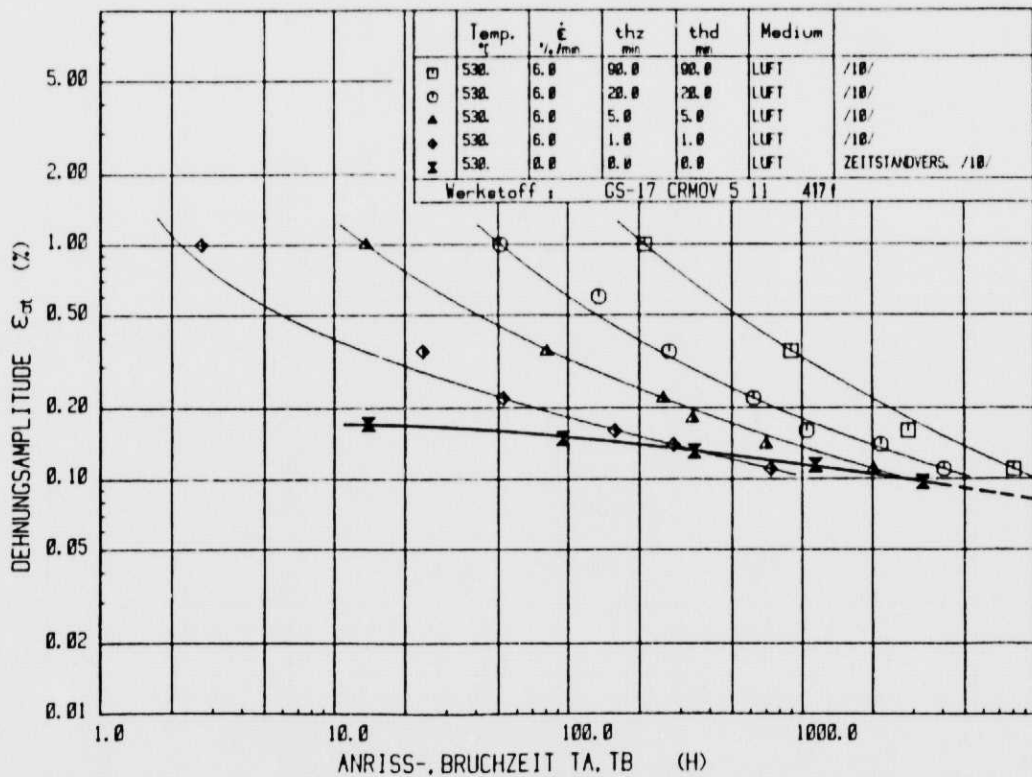


Bild 6.1: Vergleich Zeitstand- /Dehnungswechselversuch, GS-17 CrMoV 5 11 417f /10/

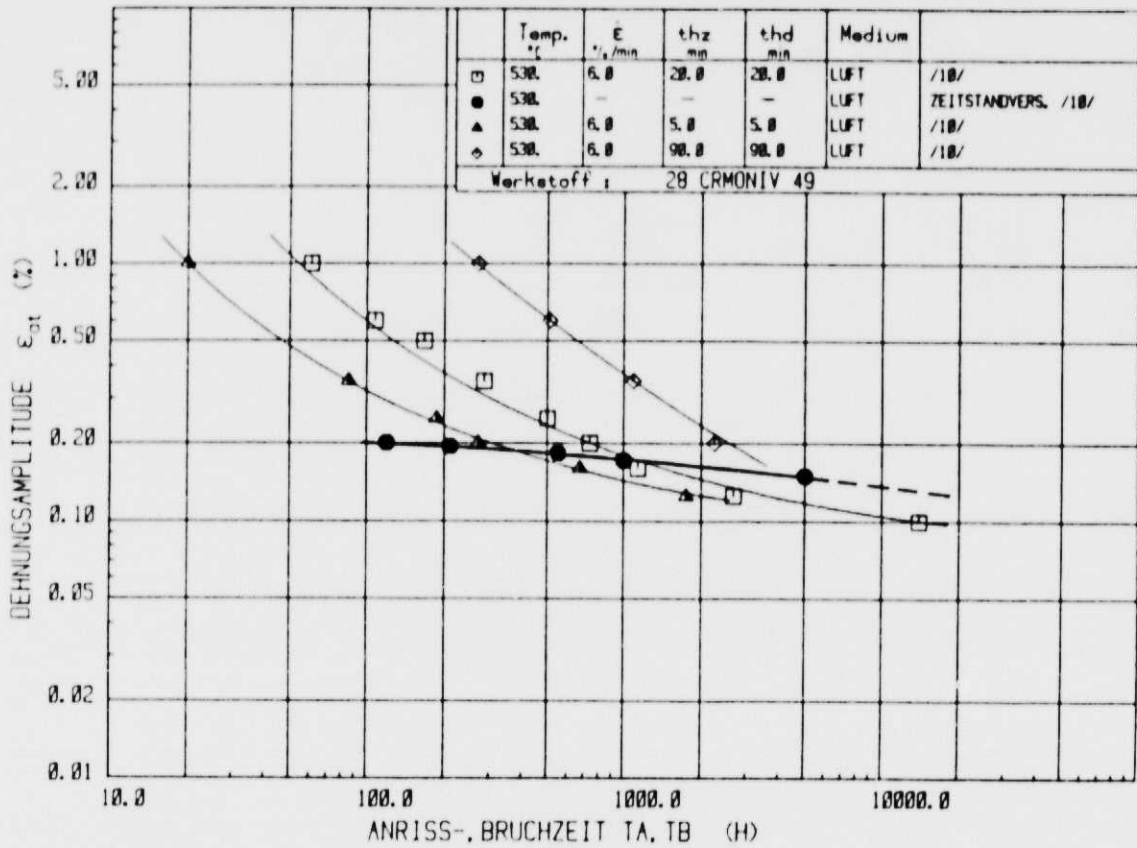


Bild 6.2: Vergleich Zeitstand- /Dehnungswechselversuch, 28 CrMoNiV 49 /10/

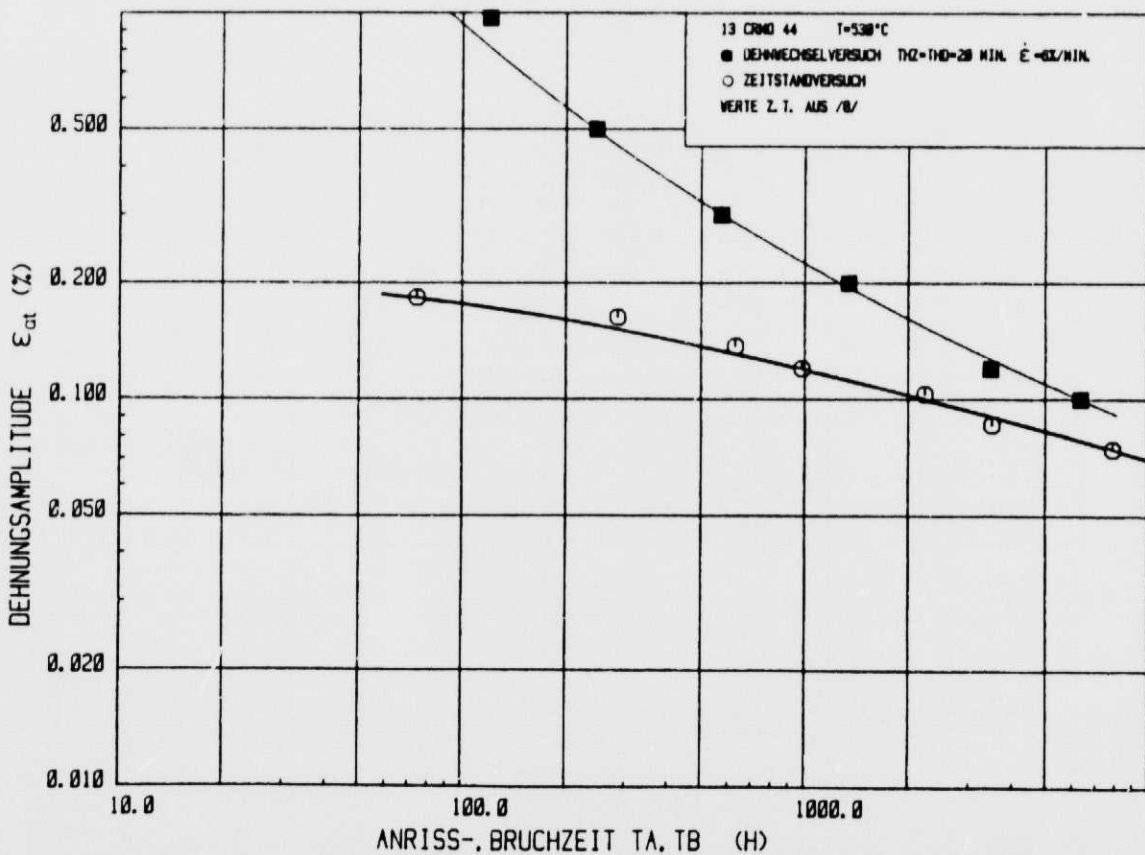


Bild 6.3: Vergleich Zeitstand- /Dehnungswechselversuch, 13 CrMo 44

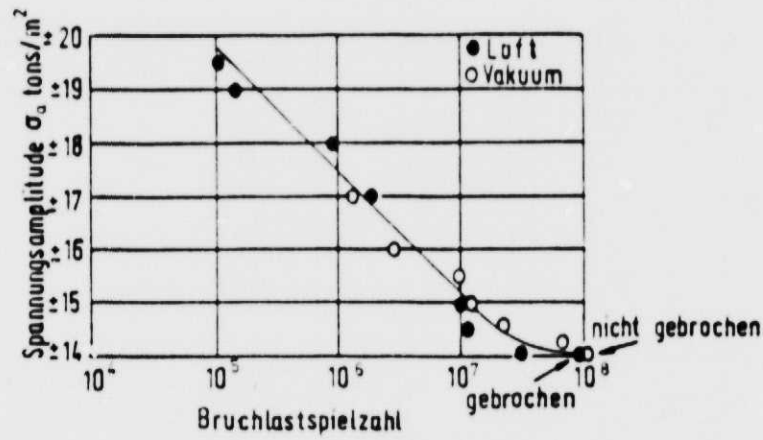


Bild 6.4: Einfluß der Atmosphäre auf die Bruchlastspielzahl eines 0,17 %-C-Stahles nach /22/

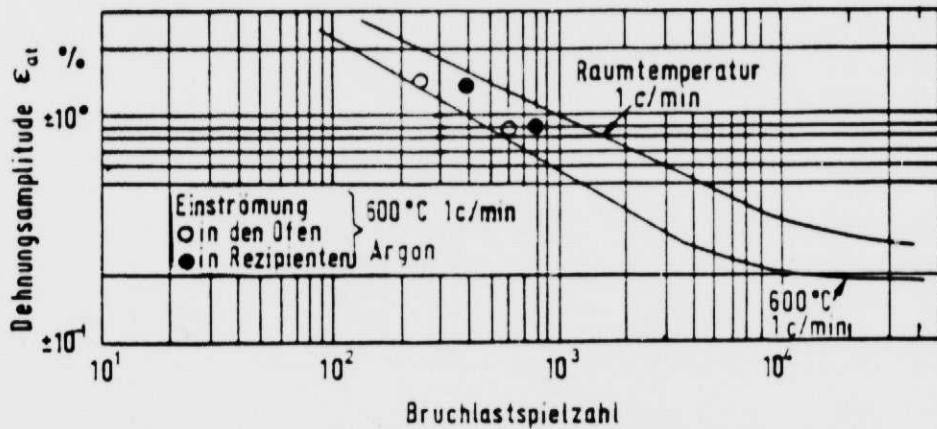


Bild 6.5: Einfluß der Atmosphäre auf die Bruchlastspielzahl eines 2,5 %-Cr-1 %-Mo-Stahles nach /55/

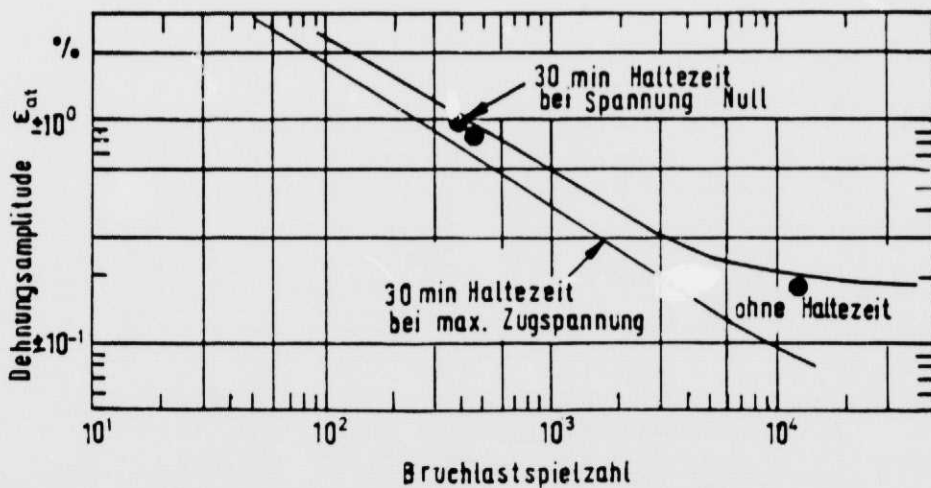


Bild 6.6: Einfluß einer Haltezeit bei maximaler Dehnung und bei der Spannung Null eines 2,5 %-Cr-1 %-Mo-Stahles nach /55/



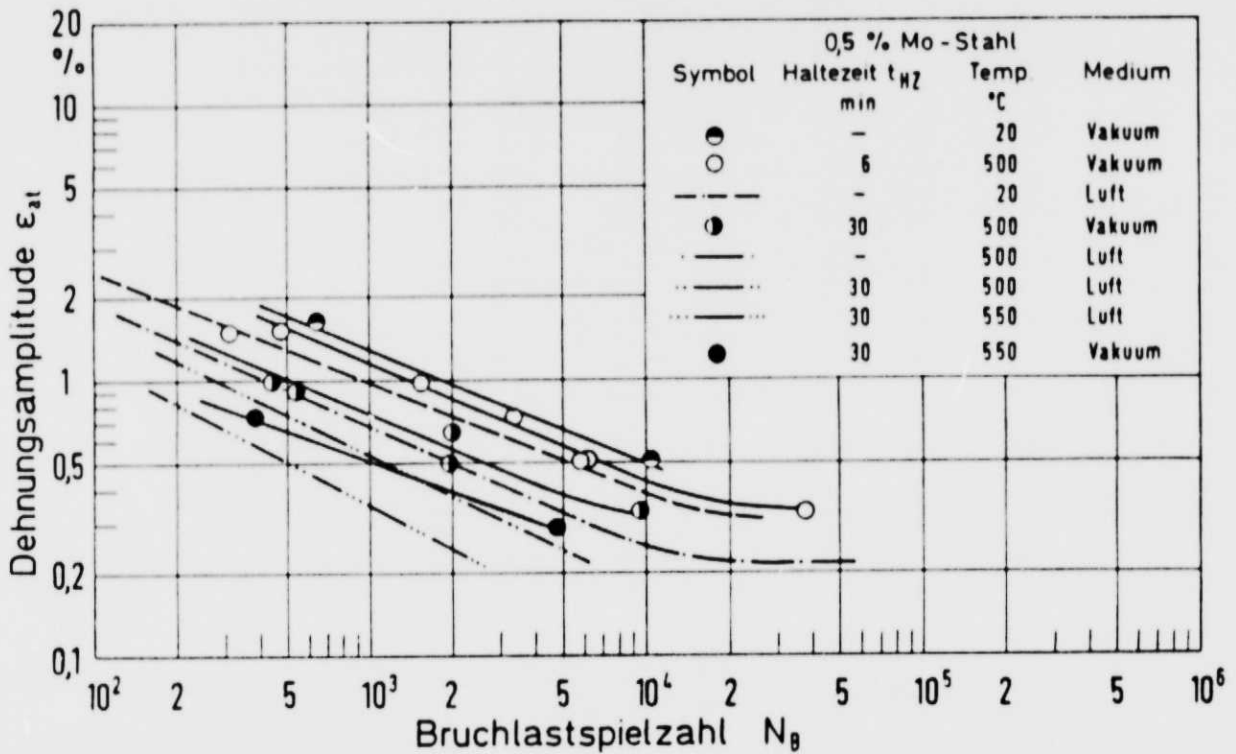


Bild 6.7: Einfluß der Temperatur, Haltezeit und des Mediums auf die Anrißlastspielzahl eines 0,5 Mo-Stahles /60/

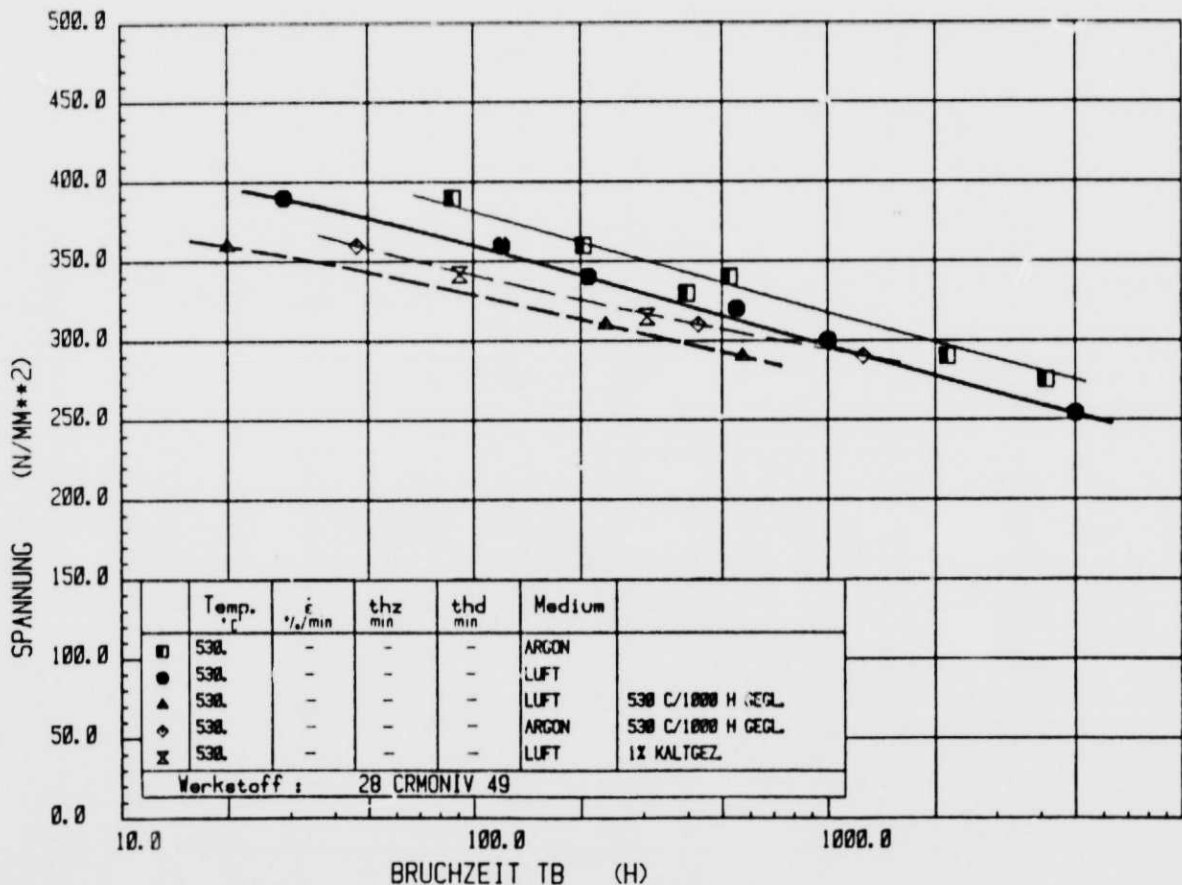


Bild 6.8: Einfluß des Mediums und der Vorbehandlung auf die Zeitstandbruchlinie beim Stahl 28 CrMoNiV 49

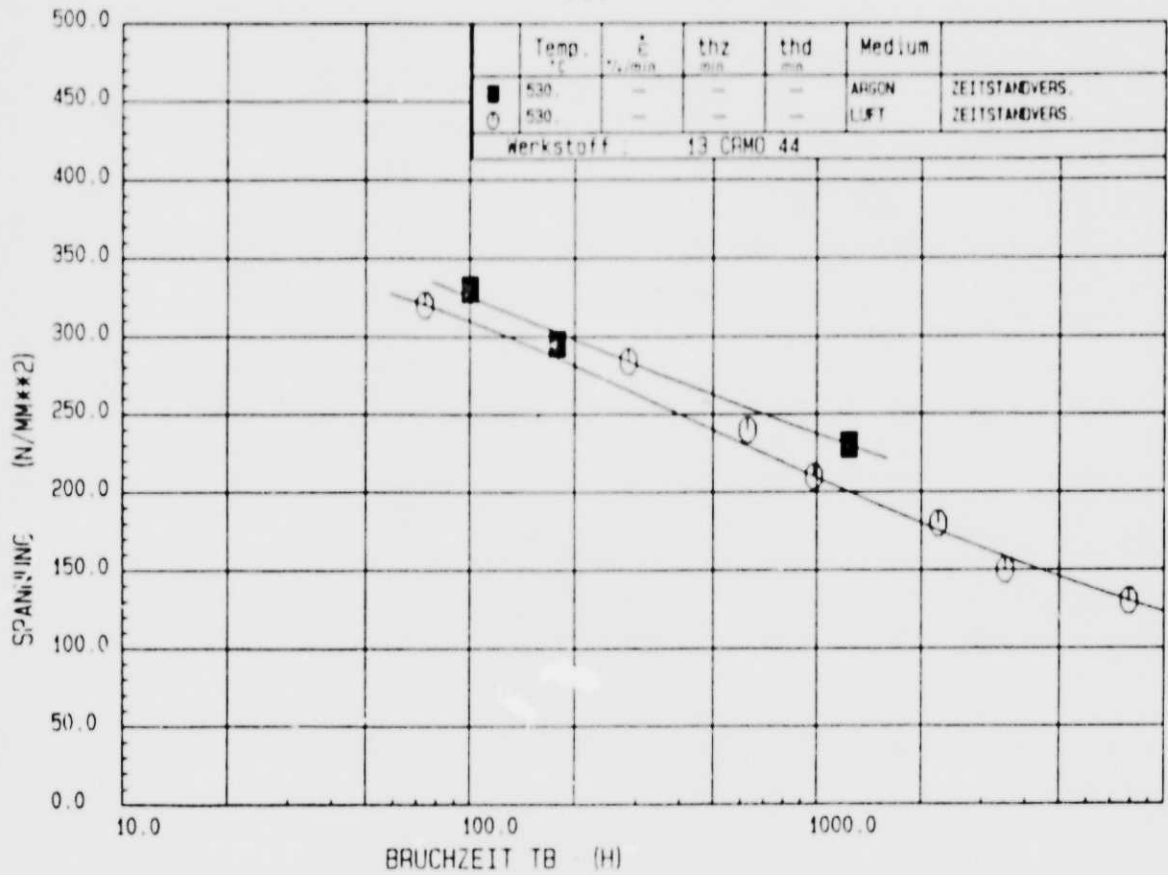


Bild 6.9: Einfluß des Mediums auf die Zeitstandbruchlinie beim Stahl 13 CrMo 44

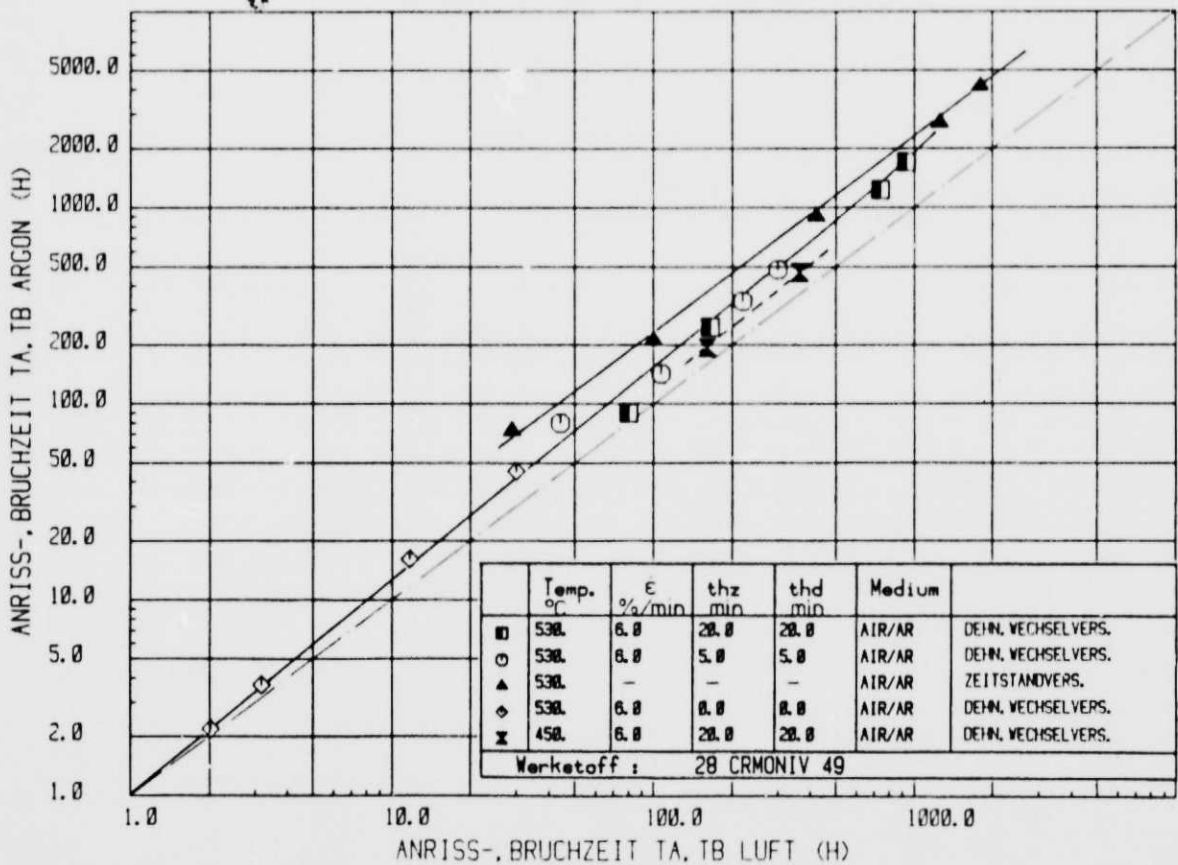


Bild 6.10: Vergleich der Anriß- bzw. Bruchzeiten in Luft und Argon, Werkstoff 28 CrMoNiV 49

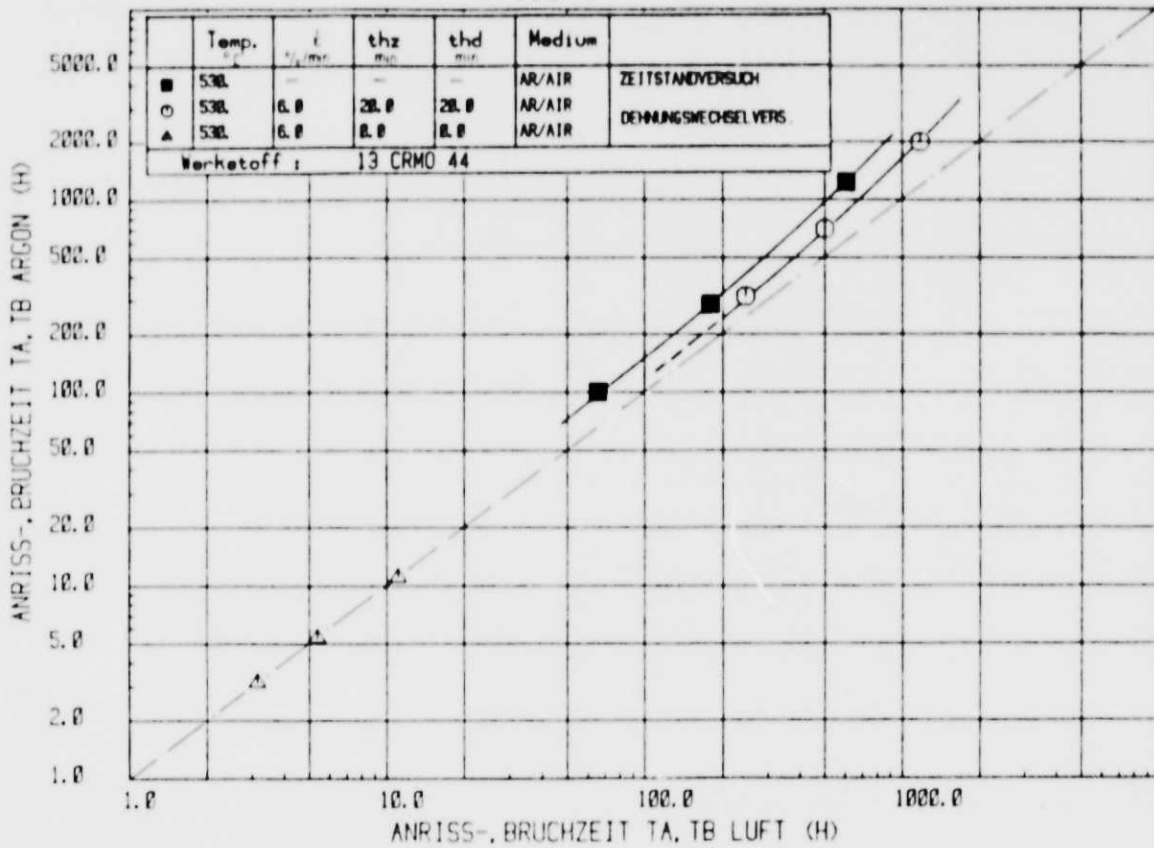


Bild 6.11: Vergleich der Anriß- bzw. Bruchzeiten in Luft und Argon, Werkstoff 13 CrMo 44

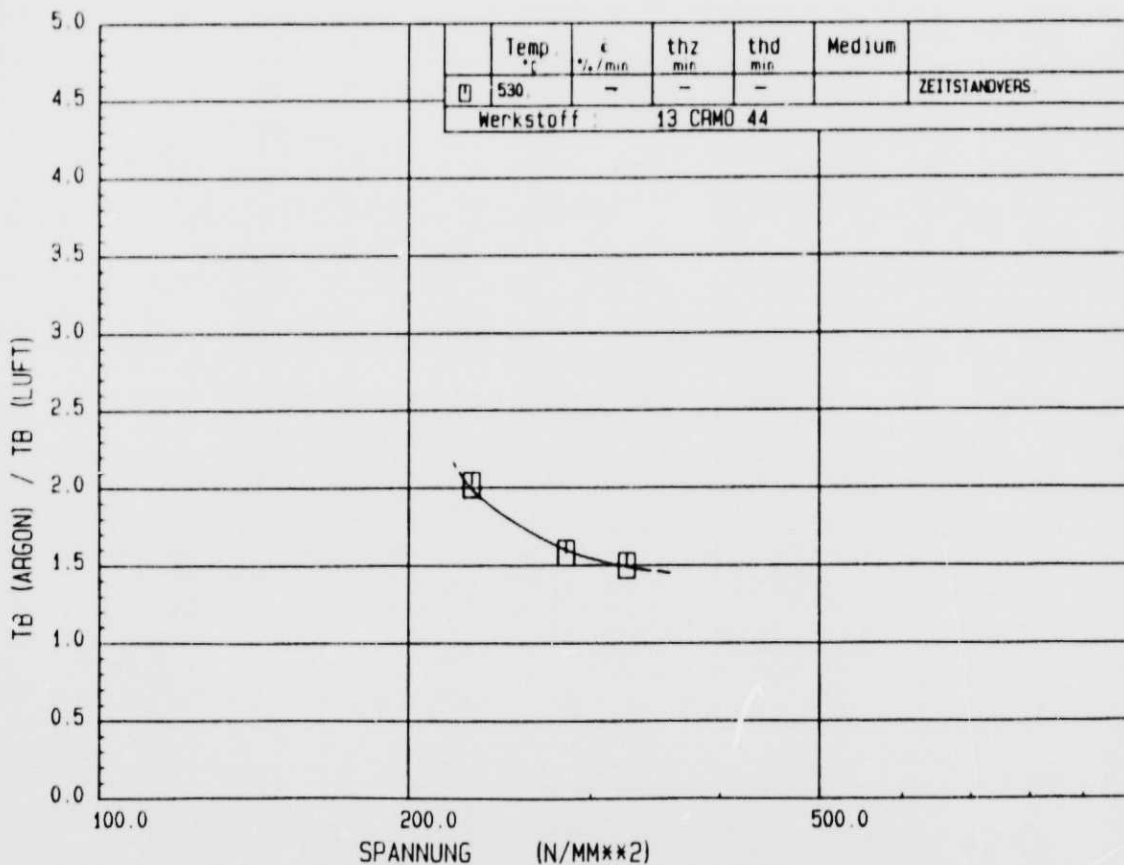


Bild 6.12: Abhängigkeit des Verhältnisses Bruchzeit in Luft zu Bruchzeit in Argon von der angelegten Spannung, Werkstoff 13 CrMo 44

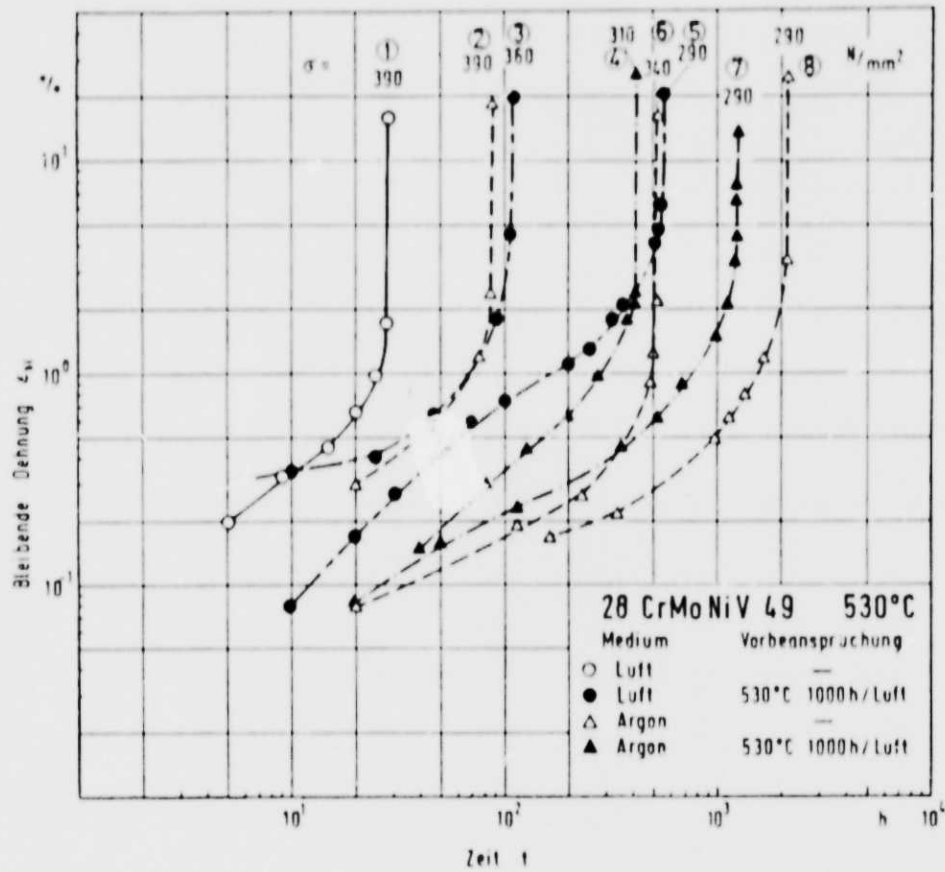


Bild 6.13: Mittels Wegaufnehmer an der Zugstange aufgenommene Kriechkurven von Zeitstandversuchen in Luft und Argon, Werkstoff 28 CrMoNiV 49

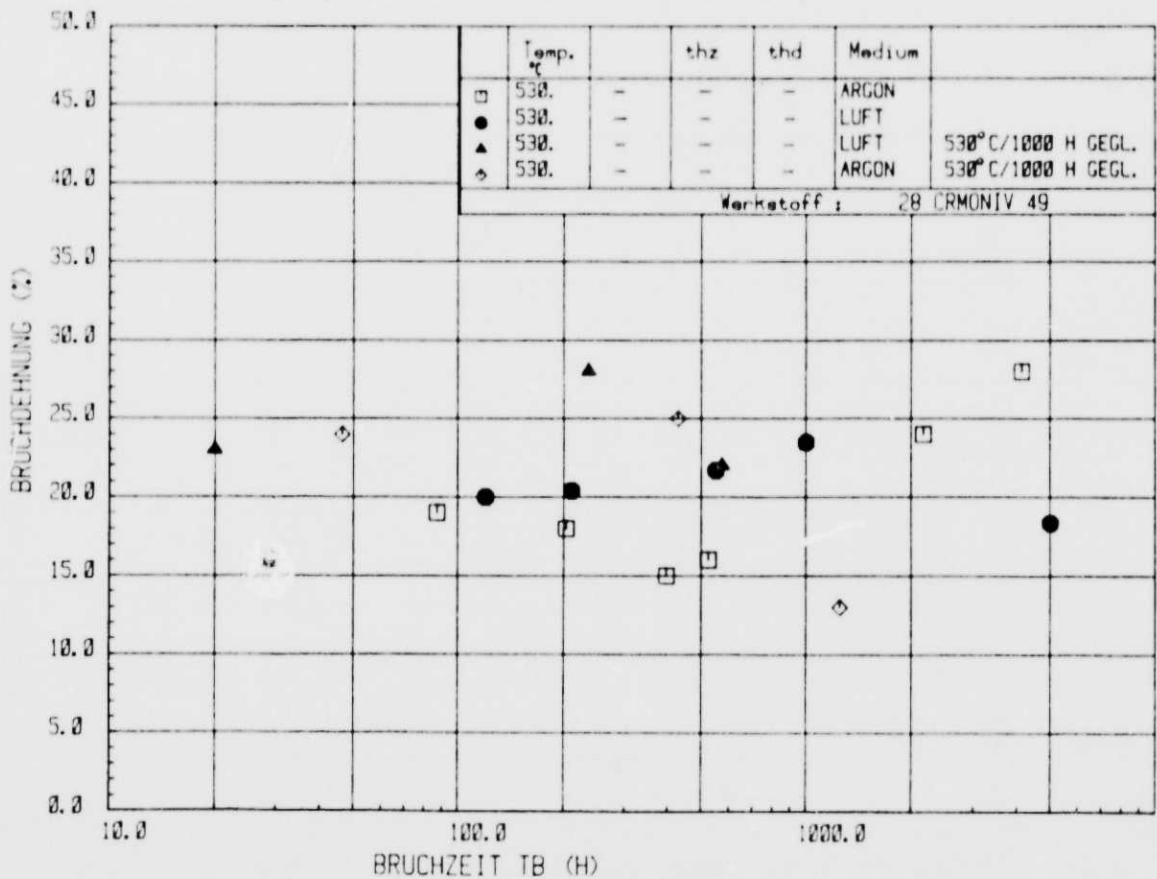


Bild 6.14: Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Bruchzeit bei Zeitstandversuchen

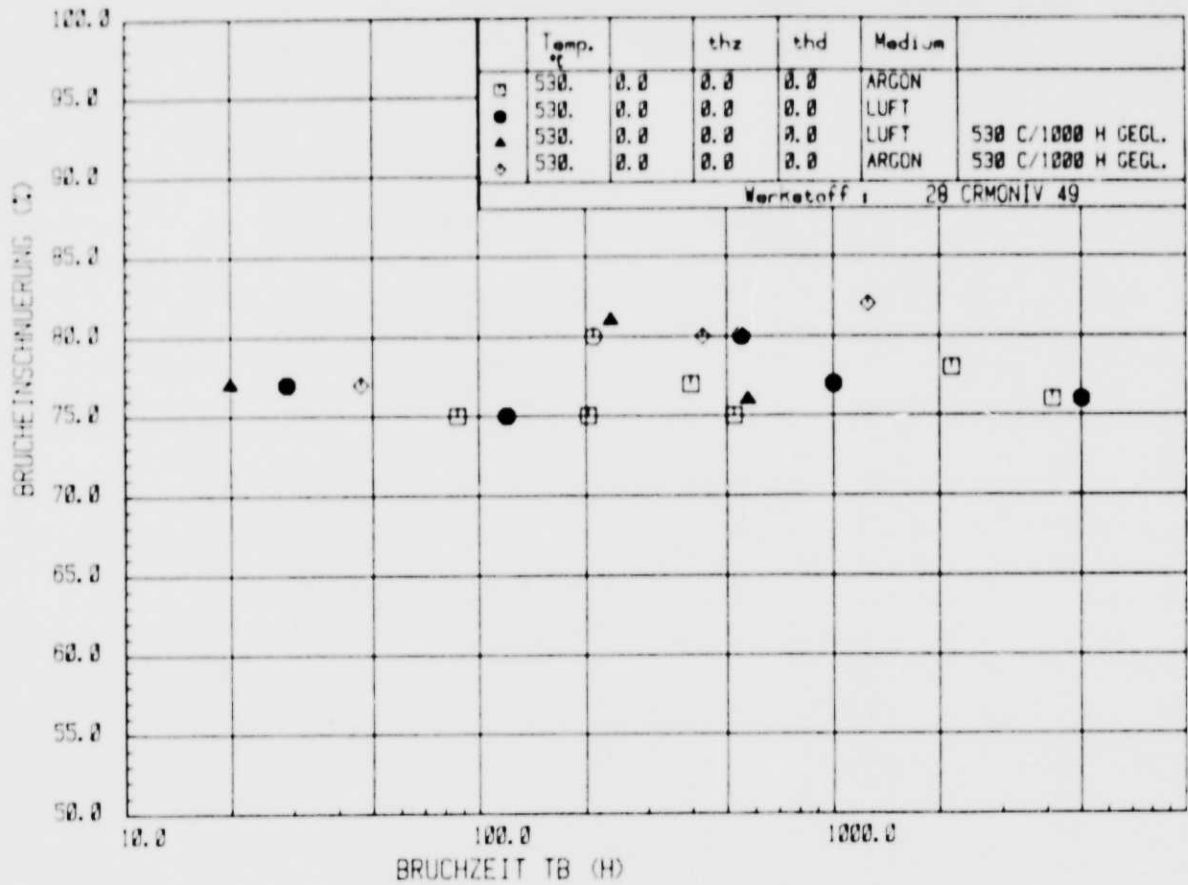


Bild 6.15: Abhängigkeit der Brücheinschnürung von der Bruchzeit bei Zeitstandversuchen in Luft und Argon, Werkstoff 28 CrMoNiV 49

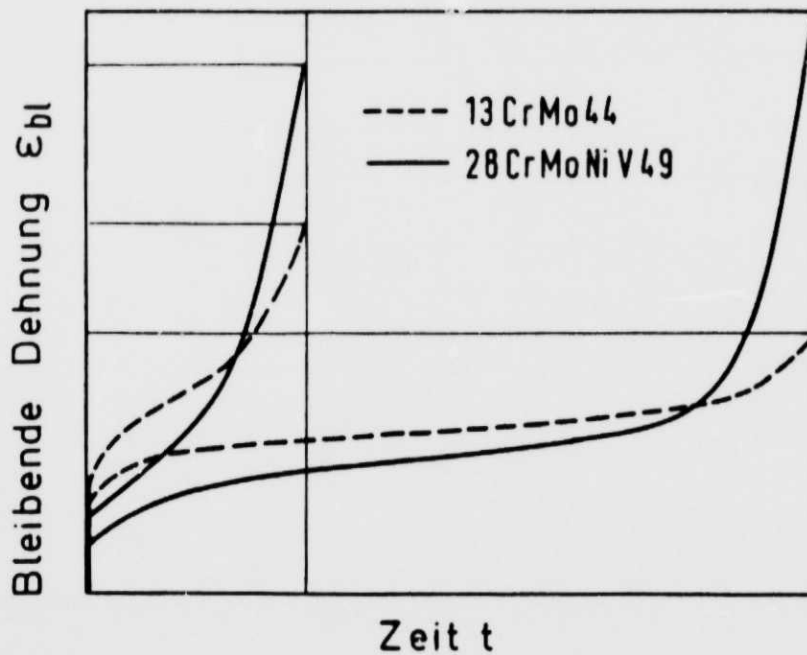


Bild 6.16: Schematische Darstellung der Kriechkurven bei Kurzzeit- bzw. Langzeitstandversuchen, Werkstoffe 13 CrMo 44, 28 CrMoNiV 49

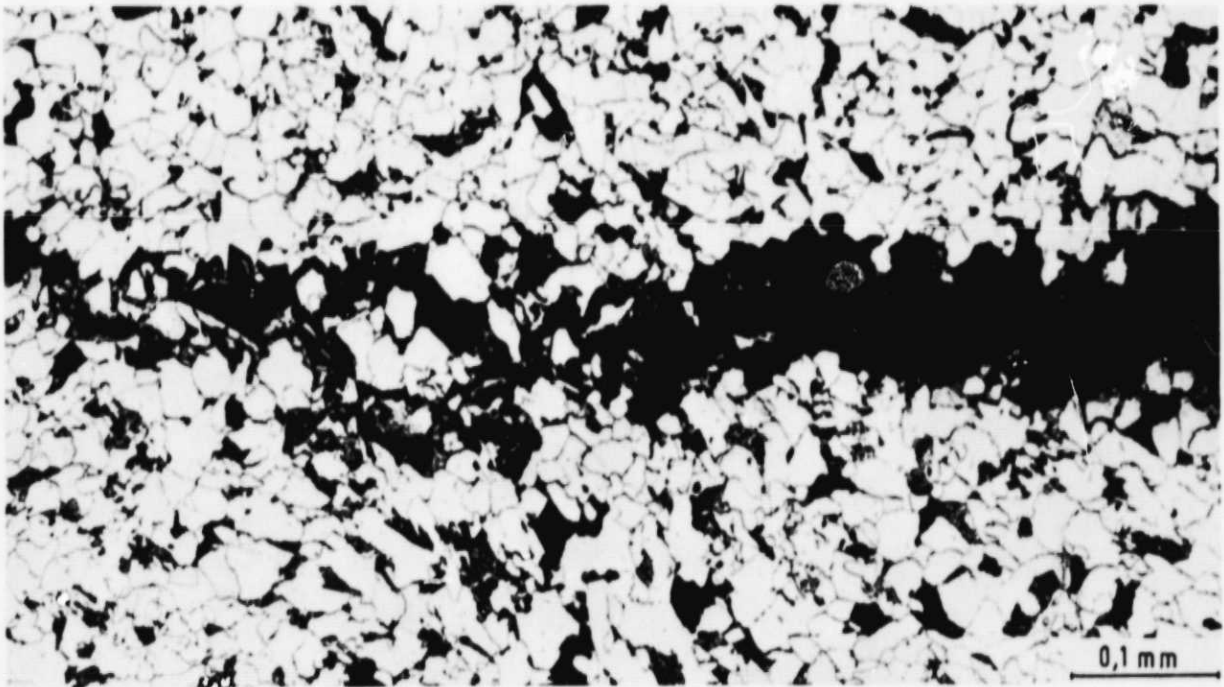
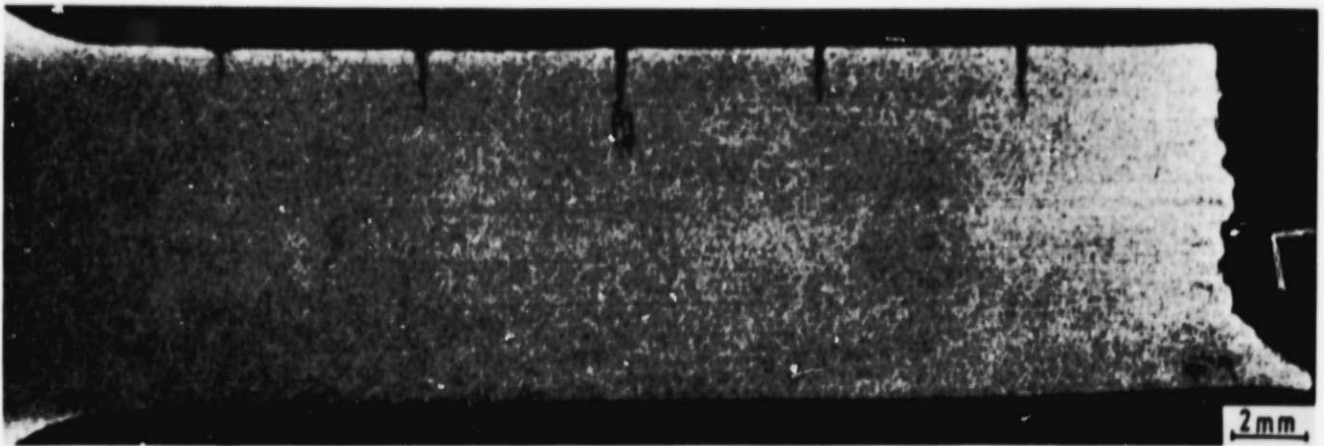


Bild 6.17: Anrisse ausgehend von Meßeindrücken an der Oberfläche einer Zeitstandprobe

$\sigma = 230 \text{ N/mm}^2$ ,  $t_B = 1233 \text{ h}$ ,  $530^\circ\text{C}$ , 13 CrMo 44  
unterer Bildausschnitt um  $90^\circ$  gedreht



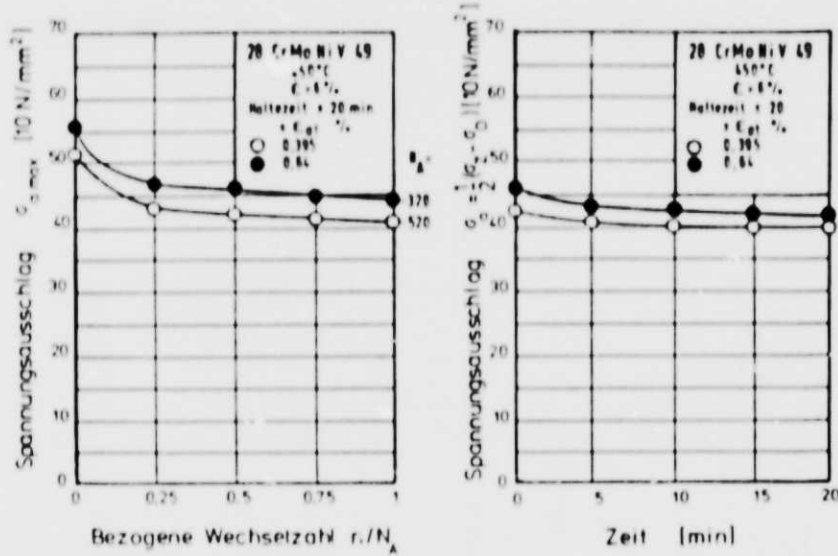


Bild 6.18: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $r/N_A=0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ}=t_{HD}=20$  min,  $T=450^\circ\text{C}$

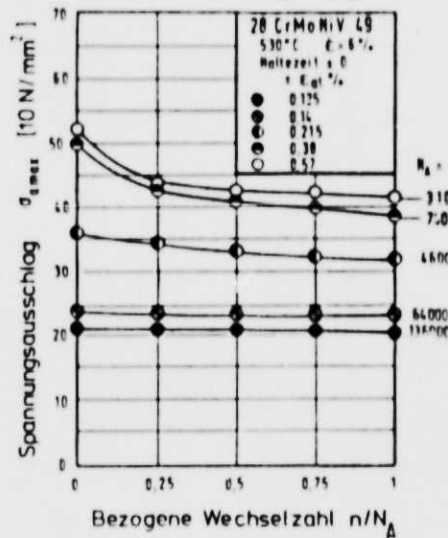


Bild 6.19: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl des 28 CrMoNiV 49, ohne Haltezeit,  $T = 530^\circ\text{C}$

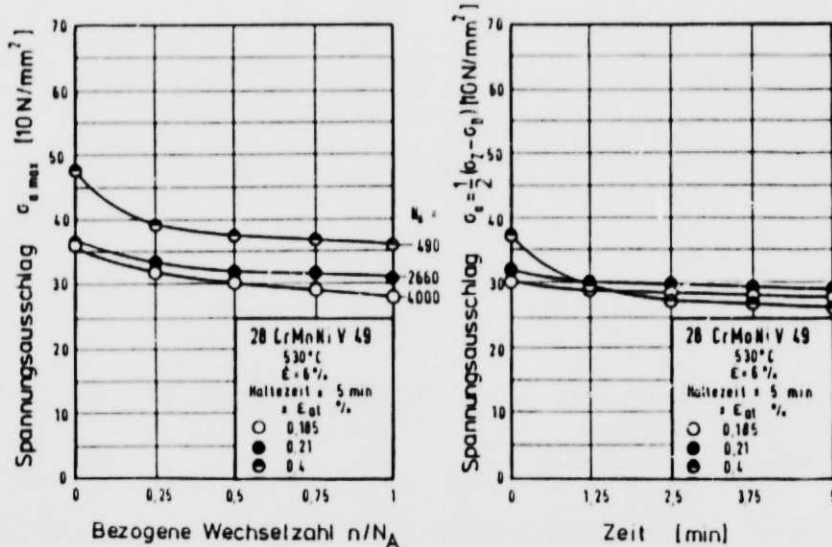


Bild 6.20: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A=0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ}=t_{HD}=5$  min,  $T=530^\circ\text{C}$

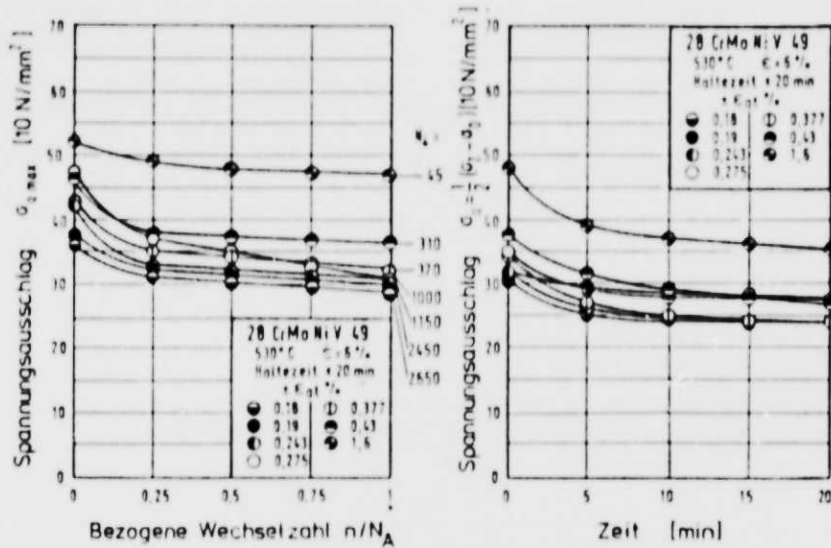


Bild 6.21: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$

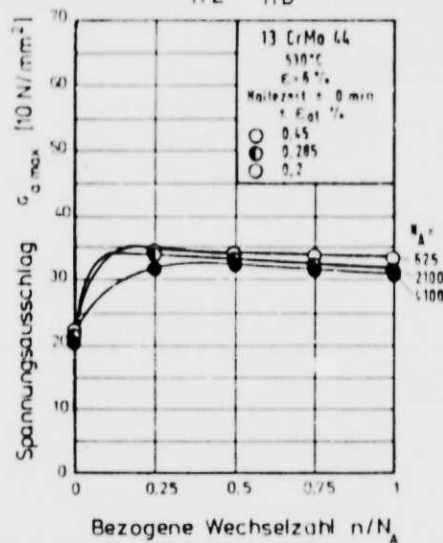


Bild 6.22: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl des 13 CrMo 44, ohne Haltezeit,  $T = 530^\circ\text{C}$

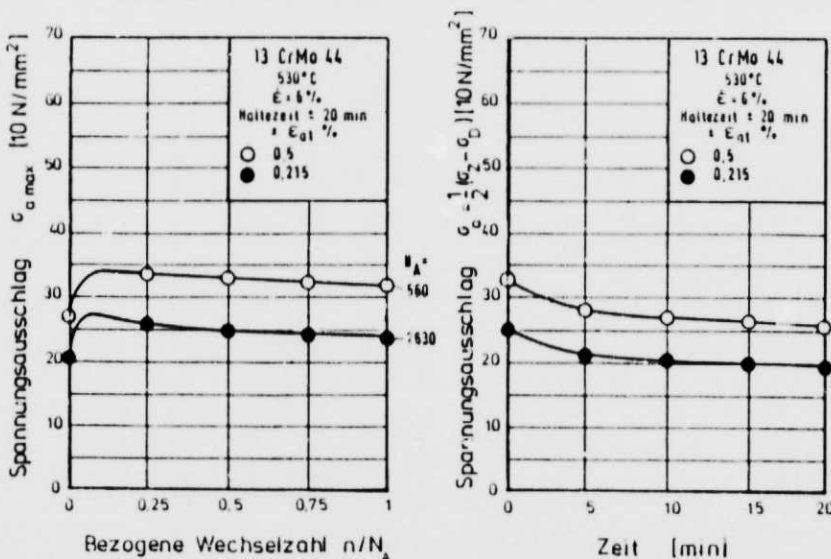


Bild 6.23: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 13 CrMo 44,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$

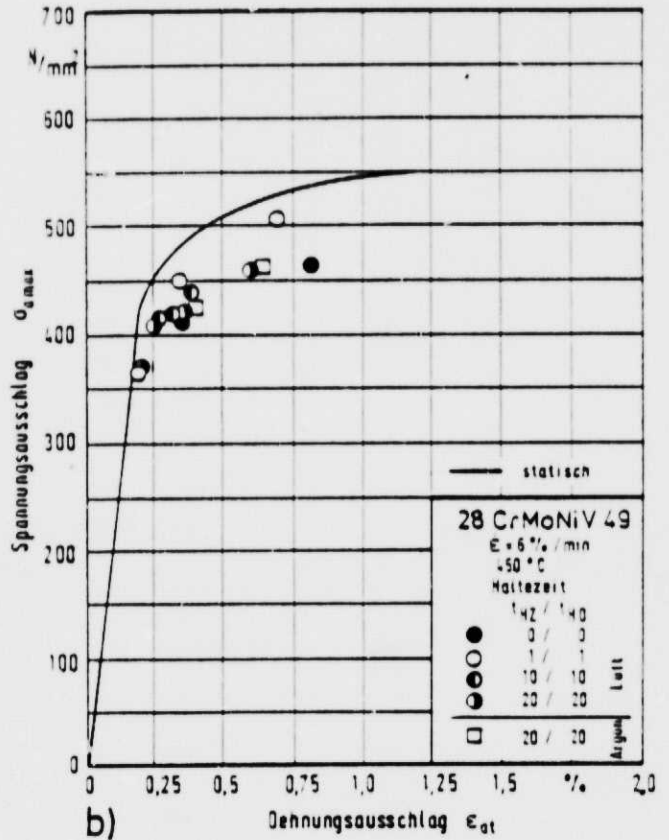
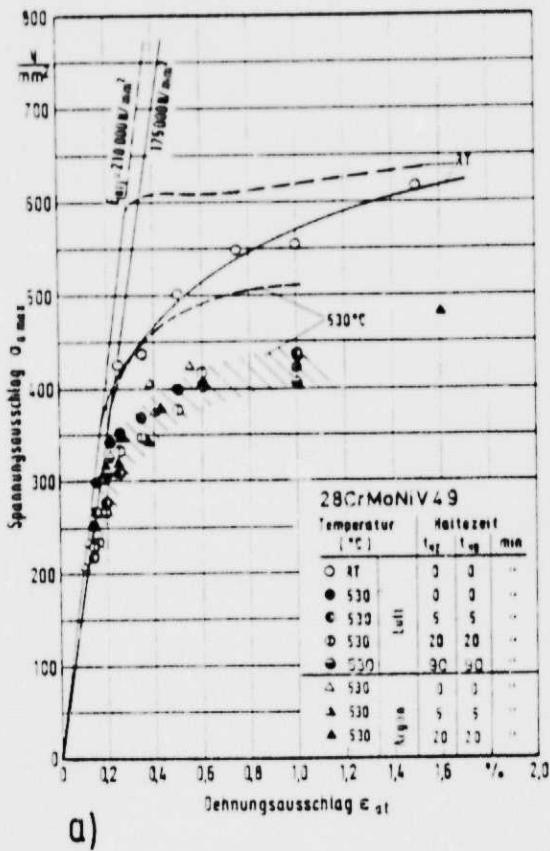


Bild 6.24: Zyklische ( $n/N_A=0,5$ ) und statische Fließkurven des 28 CrMoNiV 49 bei  $T=530^\circ\text{C}$  (Bild a) und  $T=450^\circ\text{C}$  (Bild b), bei verschiedener Haltezeit in Luft und Argon

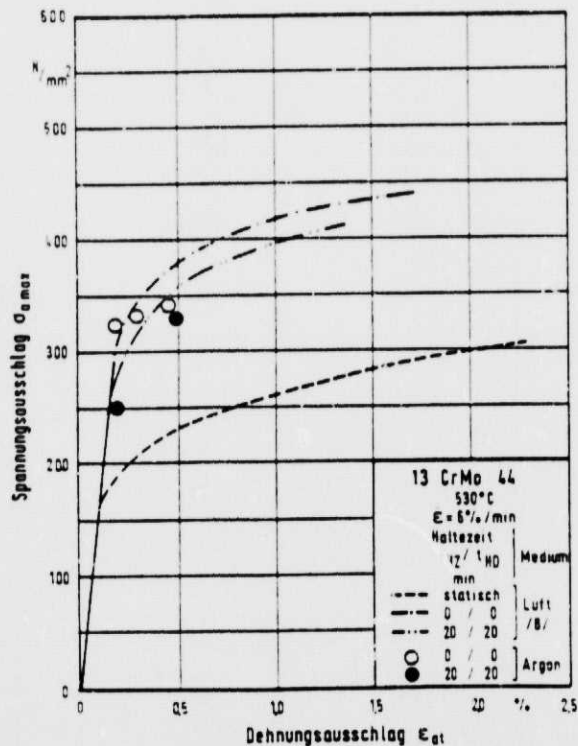


Bild 6.25: Zyklische ( $n/N_A=0,5$ ) und statische Fließkurven des 13 CrMo 44 bei  $T=530^\circ\text{C}$  bei verschiedenen Haltezeiten

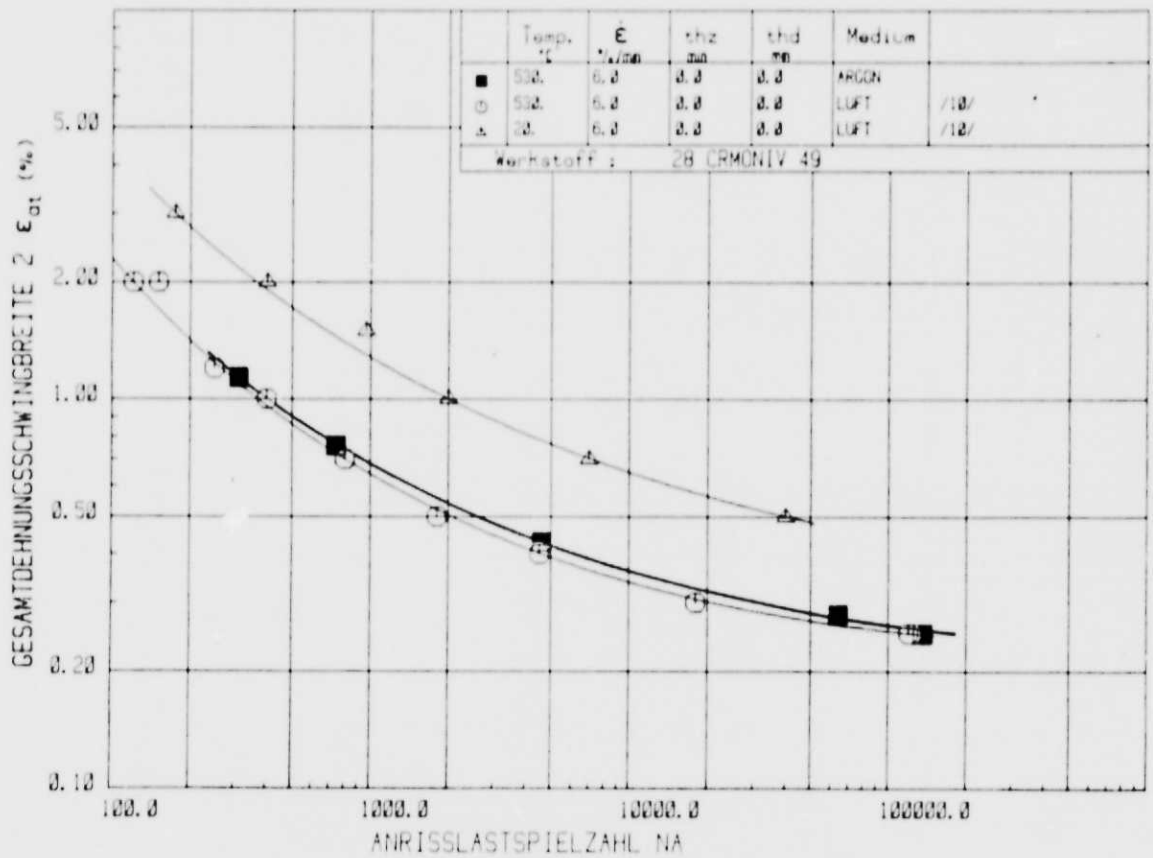


Bild 6.26: Einfluß des Mediums auf die Anrißlastspielzahl ohne Haltezeit, Werkstoff 28 CrMoNiV 49,  $T=530^{\circ}\text{C}$

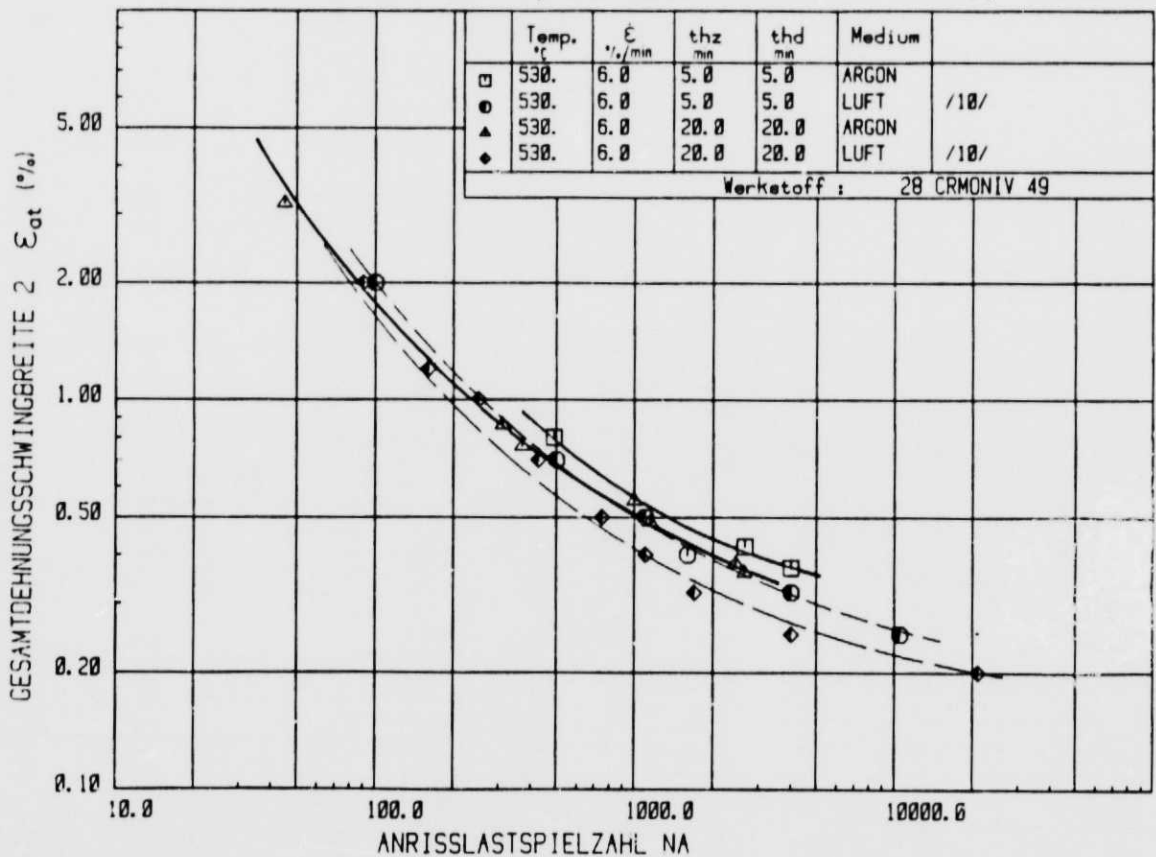


Bild 6.27: Einfluß des Mediums auf die Anrißlastspielzahl bei unterschiedlichen Haltezeiten, Werkstoff 28 CrMoNiV 49,  $T=530^{\circ}\text{C}$

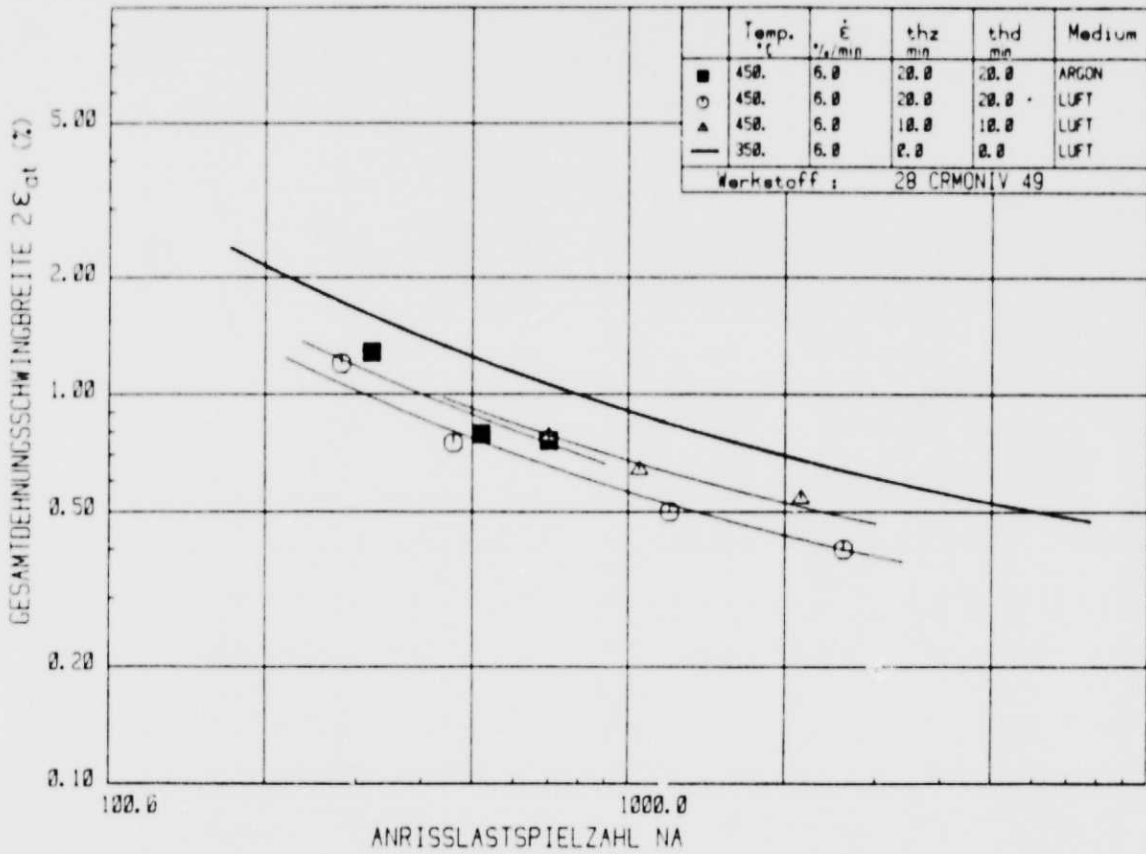


Bild 6.28: Einfluß des Mediums auf die Anrißlastspielzahl mit Haltezeit, Werkstoff 28 CrMoNiV 49,  $T=450^{\circ}\text{C}$

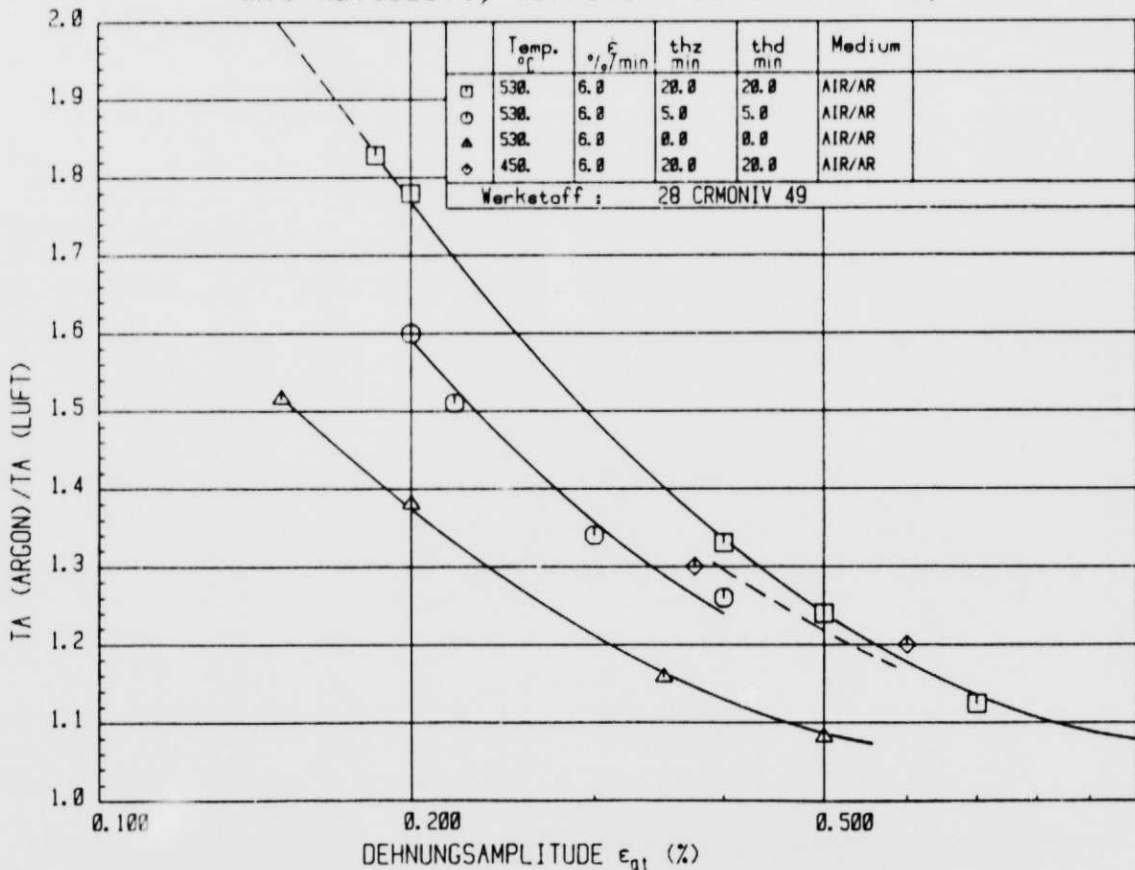


Bild 6.29: Abhängigkeit des Verhältnisses Anrißzeit in Argon zur Anrißzeit in Luft von der aufgetragenen Dehnungsamplitude, Werkstoff 28 CrMoNiV 49,  $T=530^{\circ}\text{C}$

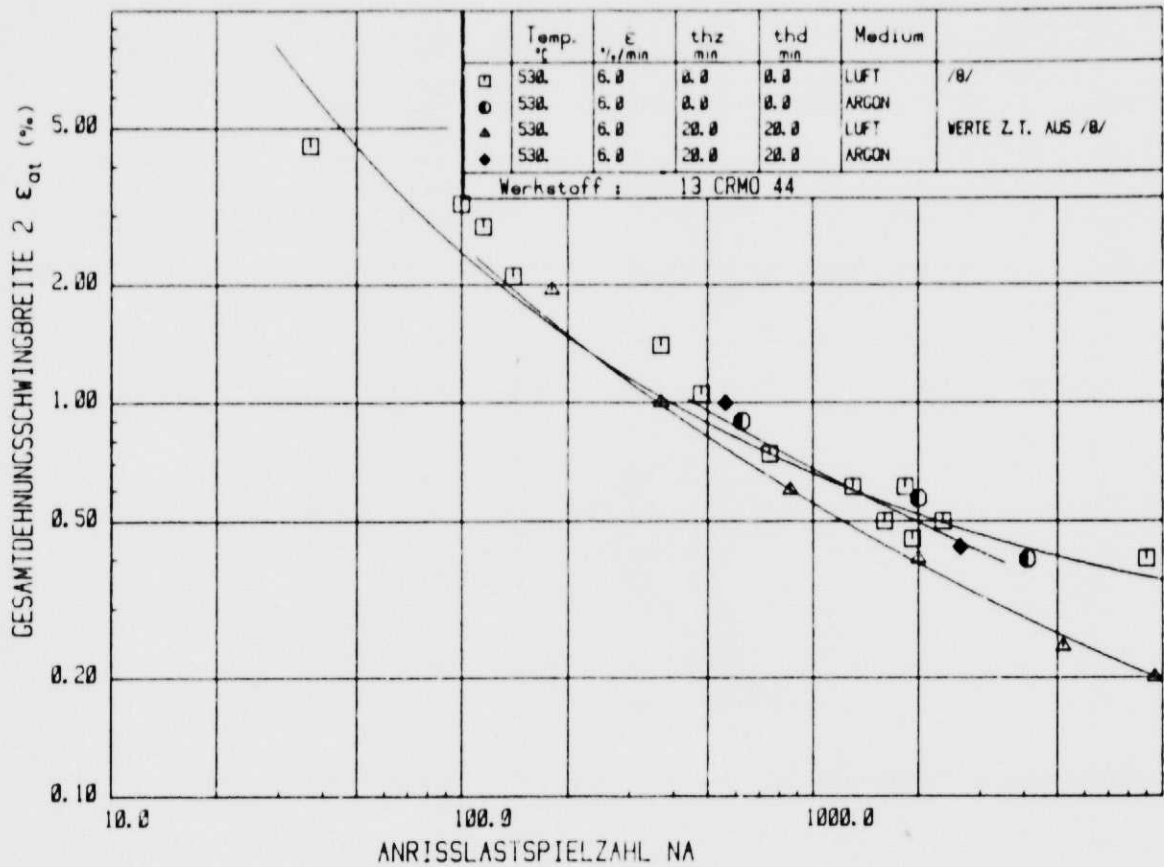


Bild 6.30: Einfluß des Mediums auf die Anrisslastspielzahl mit und ohne Haltezeit, 13 CrMo 44, T=530 °C

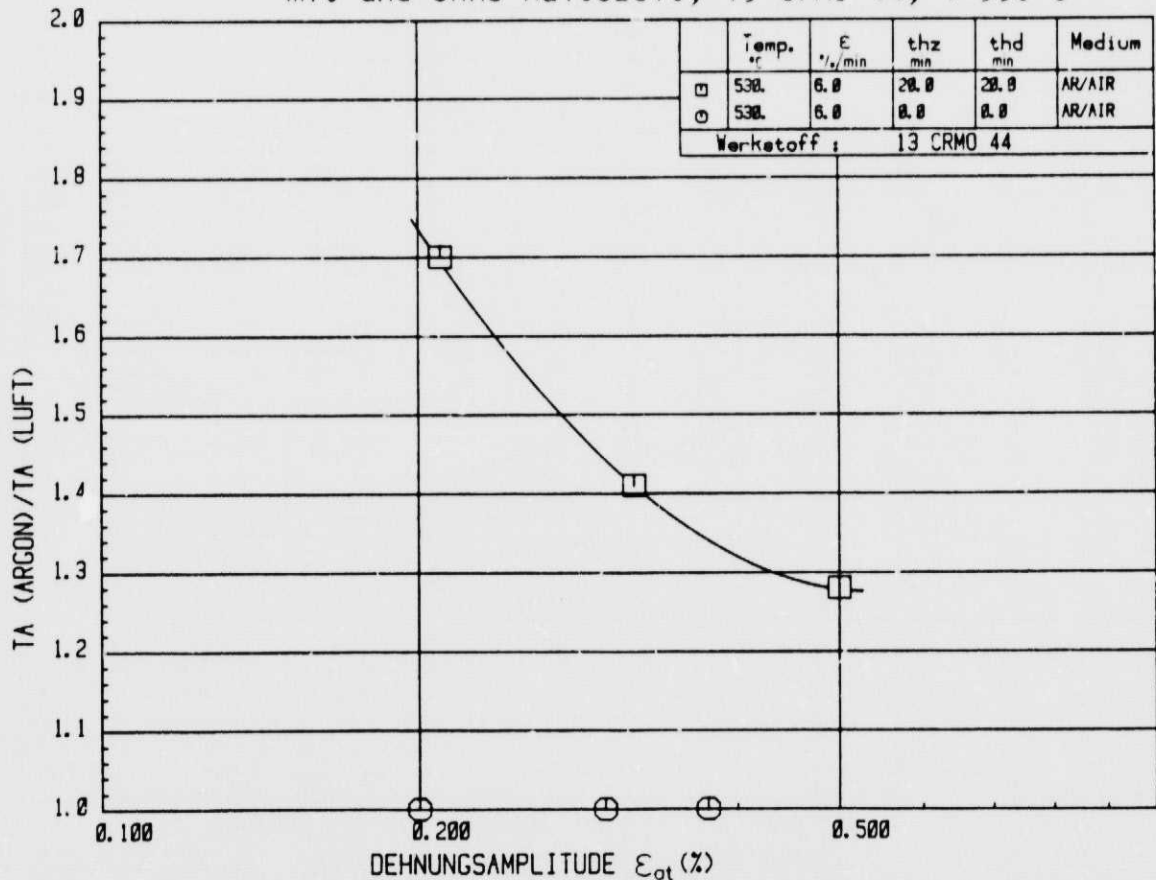


Bild 6.31: Abhängigkeit des Verhältnisses Anrißzeit in Argon zur Anrißzeit in Luft von der aufgetragten Dehnungsamplitude, Werkstoff 13 CrMo 44, T=530 °C



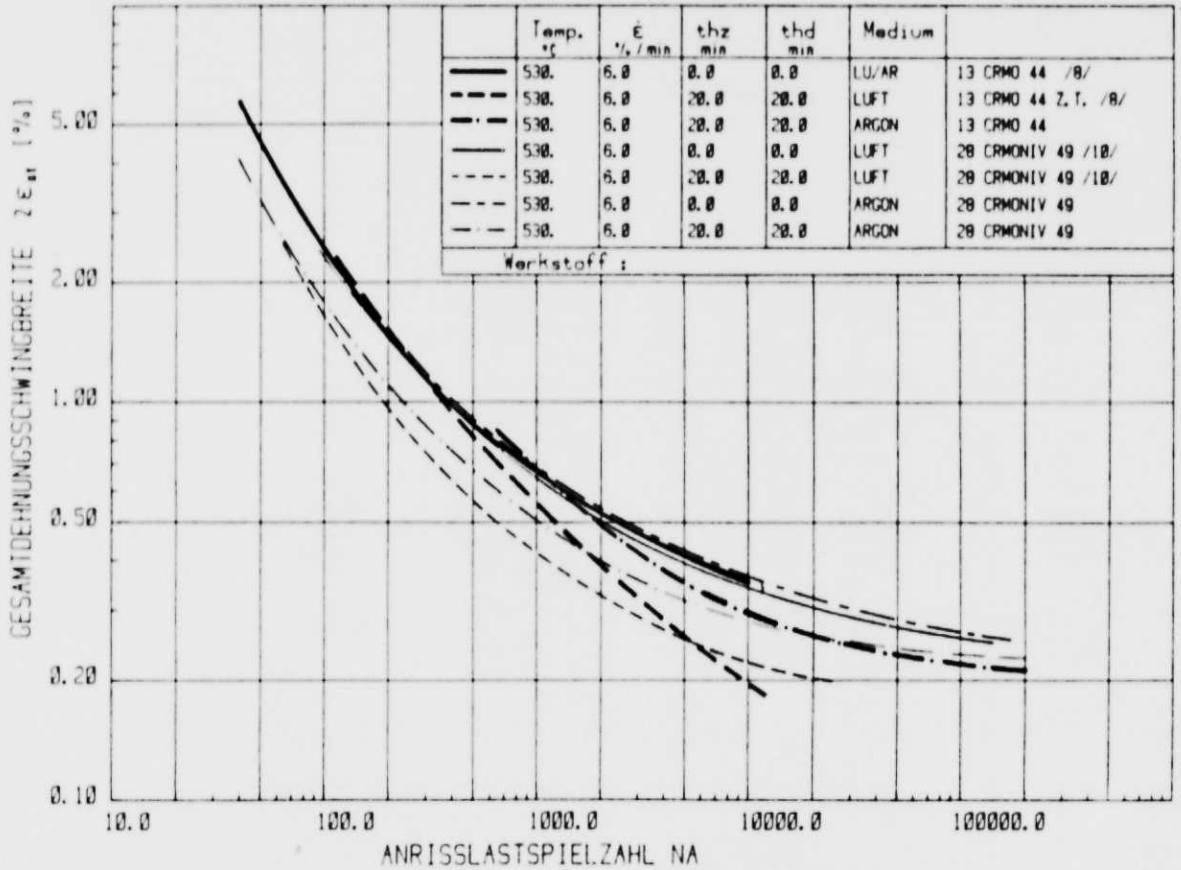


Bild 6.32: Vergleich der Anrißkennlinien der Werkstoffe 13 CrMo 44 und 28 CrMoNiV 49,  $T=530^{\circ}\text{C}$  in Luft und Argon

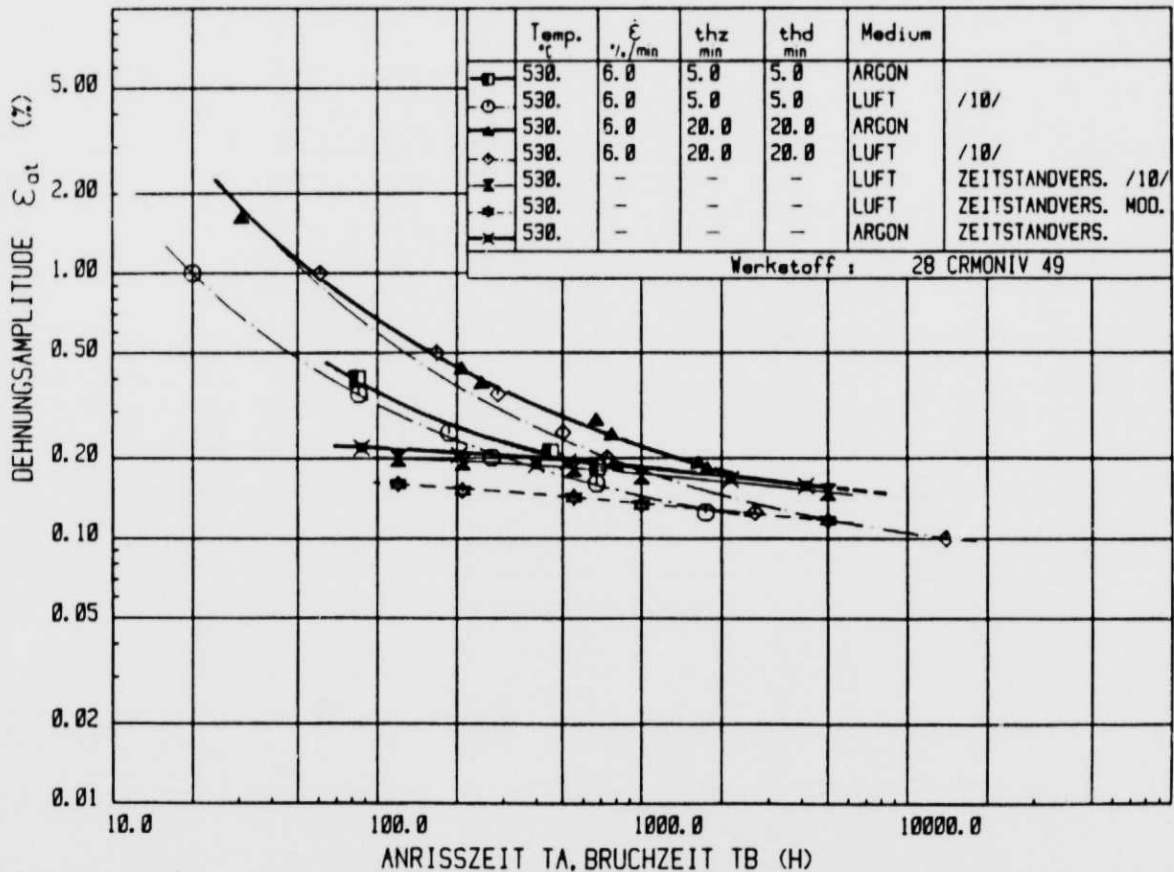


Bild 6.33: Vergleich Zeitstand-/ Dehnungswechselversuch, 28 CrMoNiV 49,  $T=530^{\circ}\text{C}$  in Luft und Argon

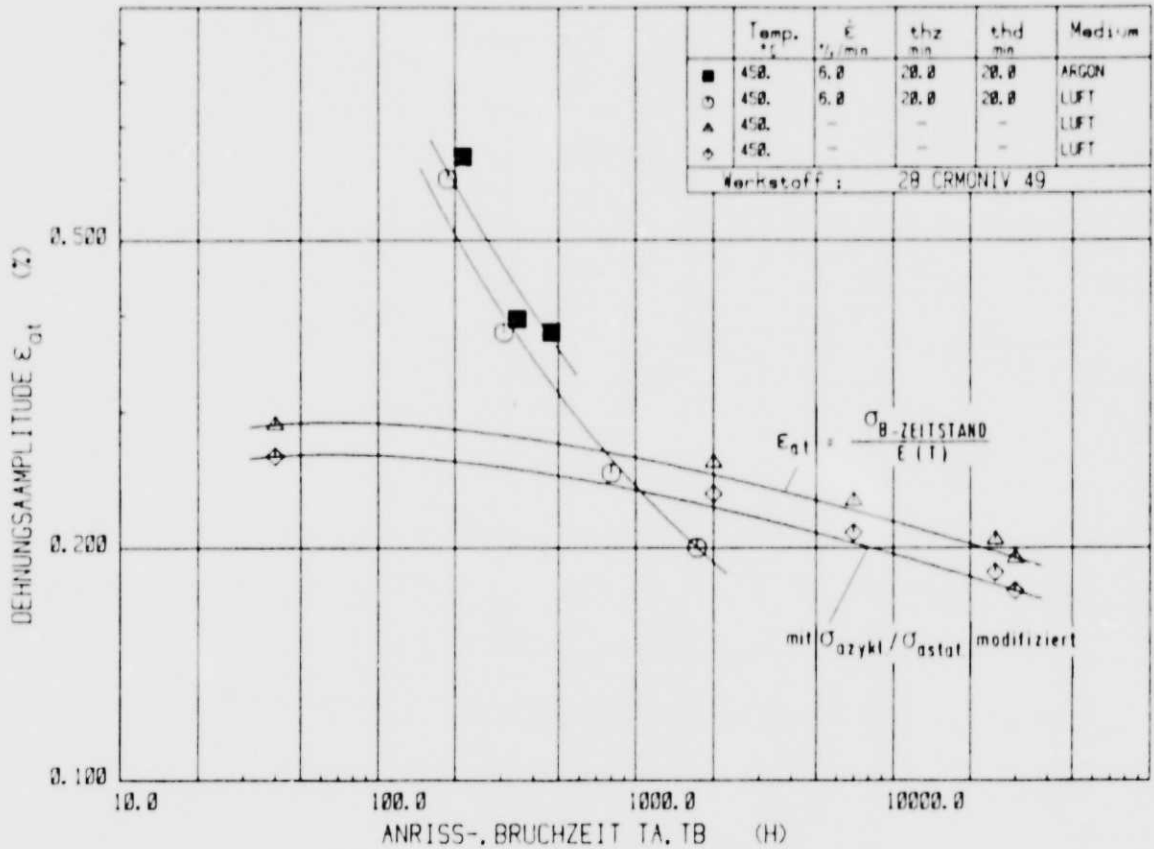


Bild 6.34: Vergleich Zeitstand- / Dehnungswechselversuch, 28 CrMoNiV 49,  $T=450^\circ\text{C}$  in Luft und Argon

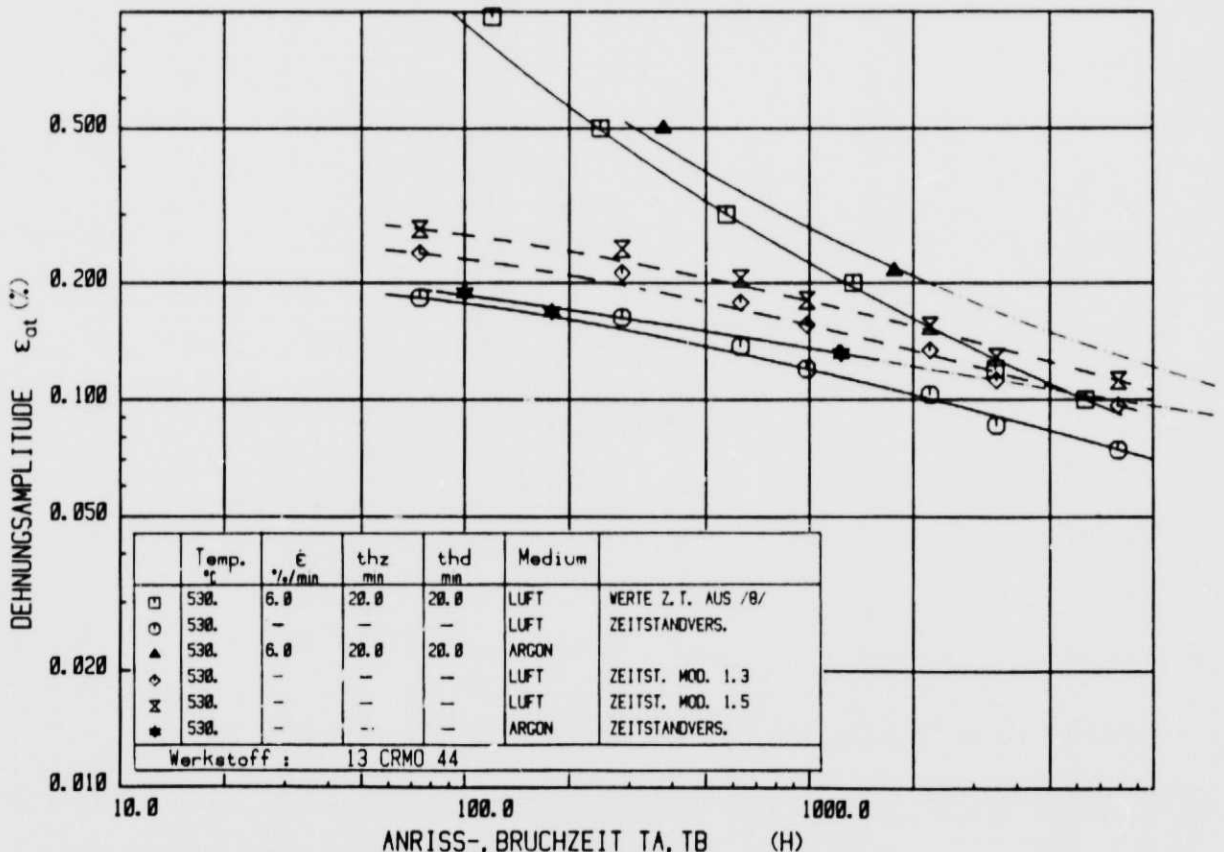


Bild 6.35: Vergleich Zeitstand- / Dehnungswechselversuch, 13 CrMo 44,  $T=530^\circ\text{C}$  gestrichelte Linien mit  $\sigma_{a\text{ zykl}} / \sigma_{a\text{ stat}} = 1,5$  bzw. 1,3 modifiziert in Luft und Argon

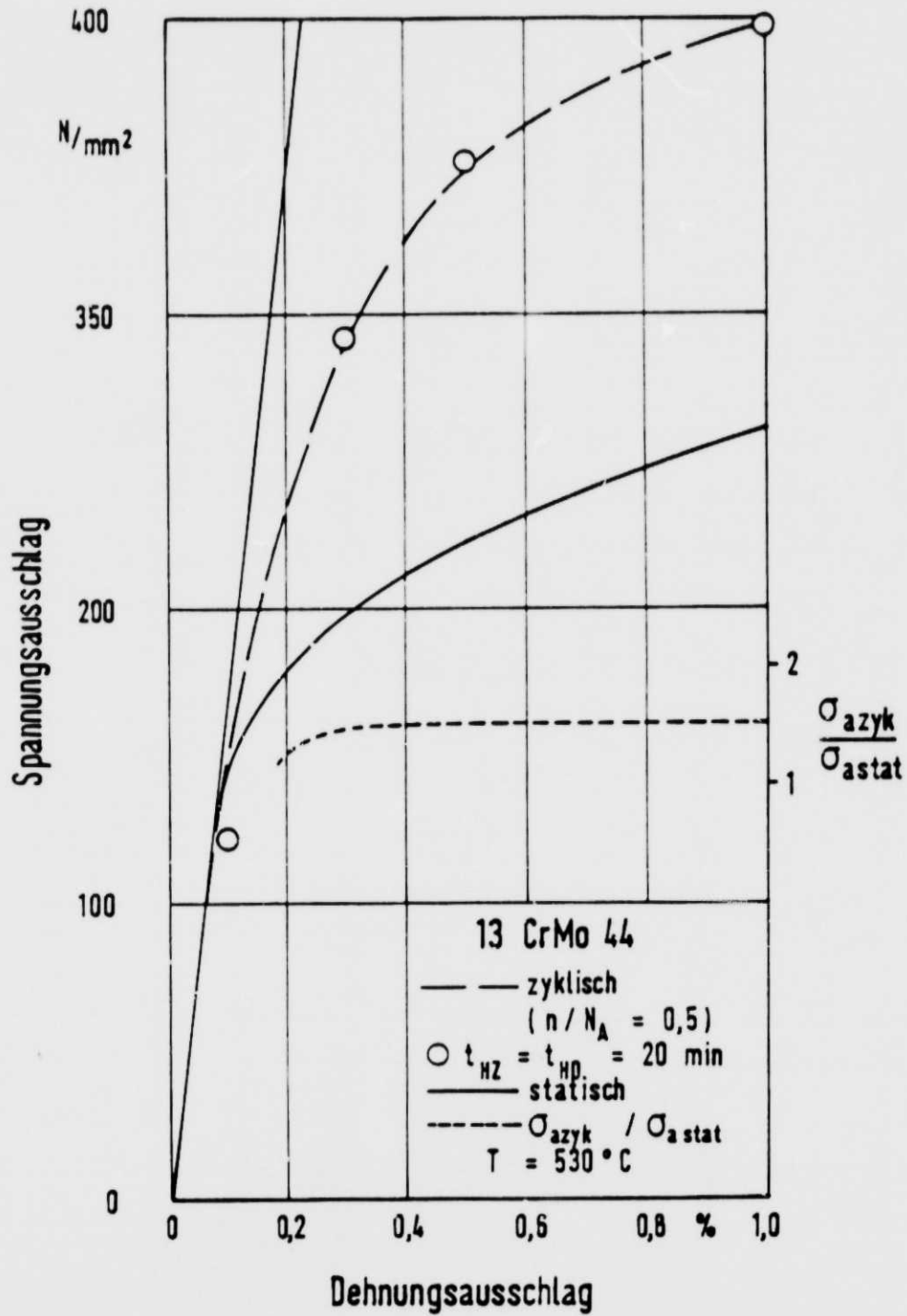


Bild 6.36:

Zyklische ( $n/N_A=0,5$ ) und statische Fließkurve sowie Verlauf des Verhältnisses  $\sigma_{a \text{ zykl}} / \sigma_{a \text{ stat}}$  ( $n/N_A=0,5$ ), 13 CrMo 44,  $T=530^\circ C$

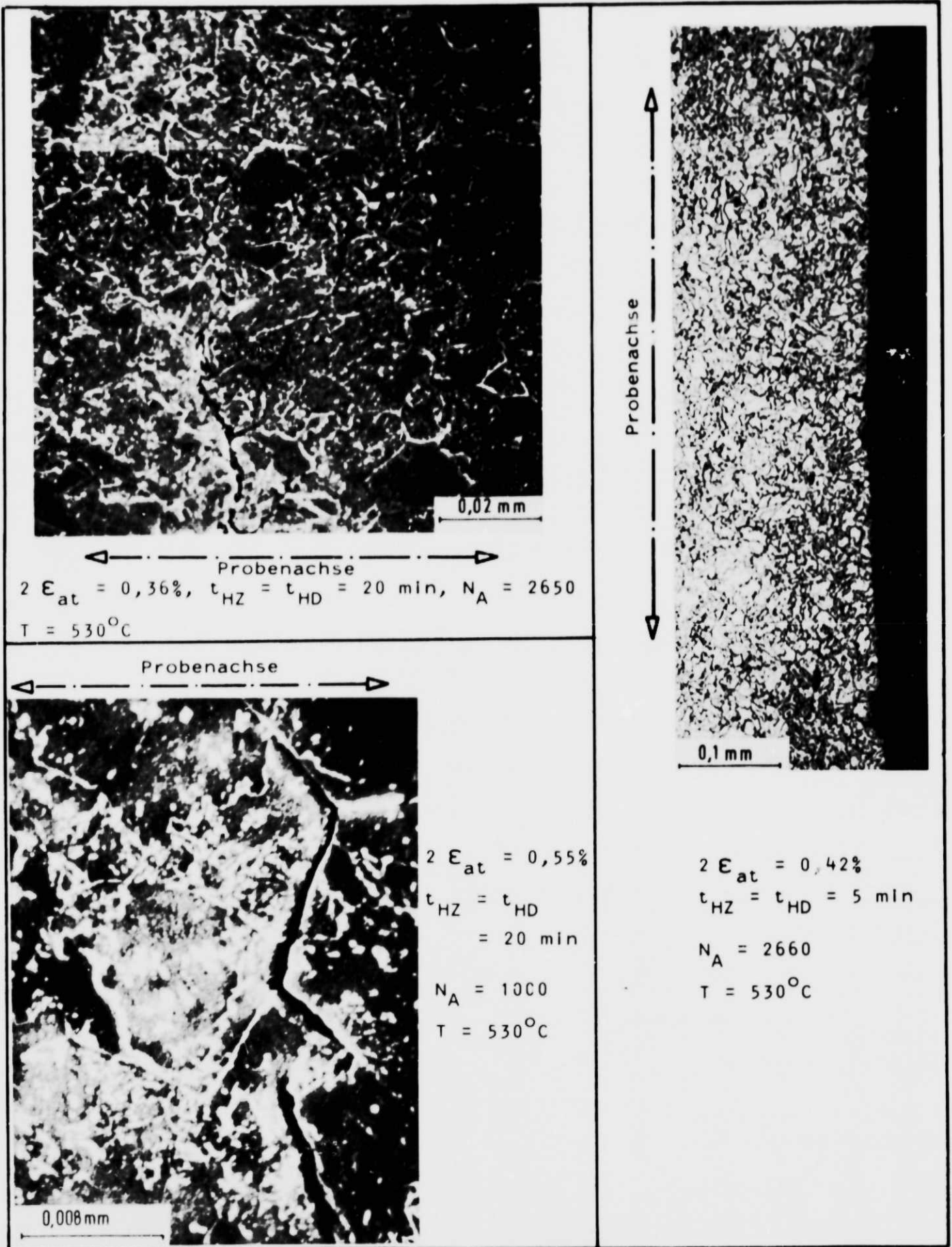


Bild 6.37: Metallografische Rißbefunde  
 Werkstoff: 28 CrMoNiV 49, Schutzgasversuche

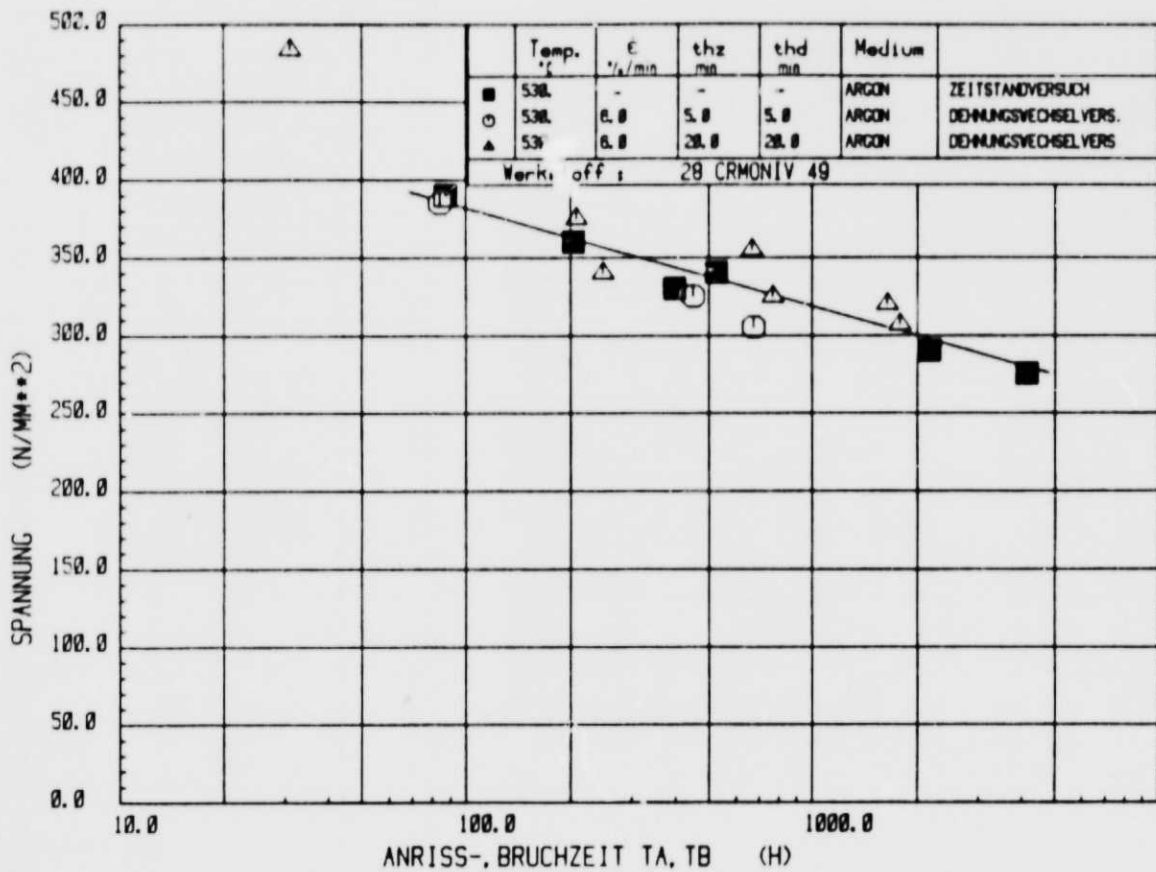


Bild 6.38:

Vergleich Zeitstand- / Dehnungswechselversuch anhand der gemittelten Spannungen aus den Dehnungswechselversuchen, 28 CrMoNiV 49.  $T = 530^\circ\text{C}$

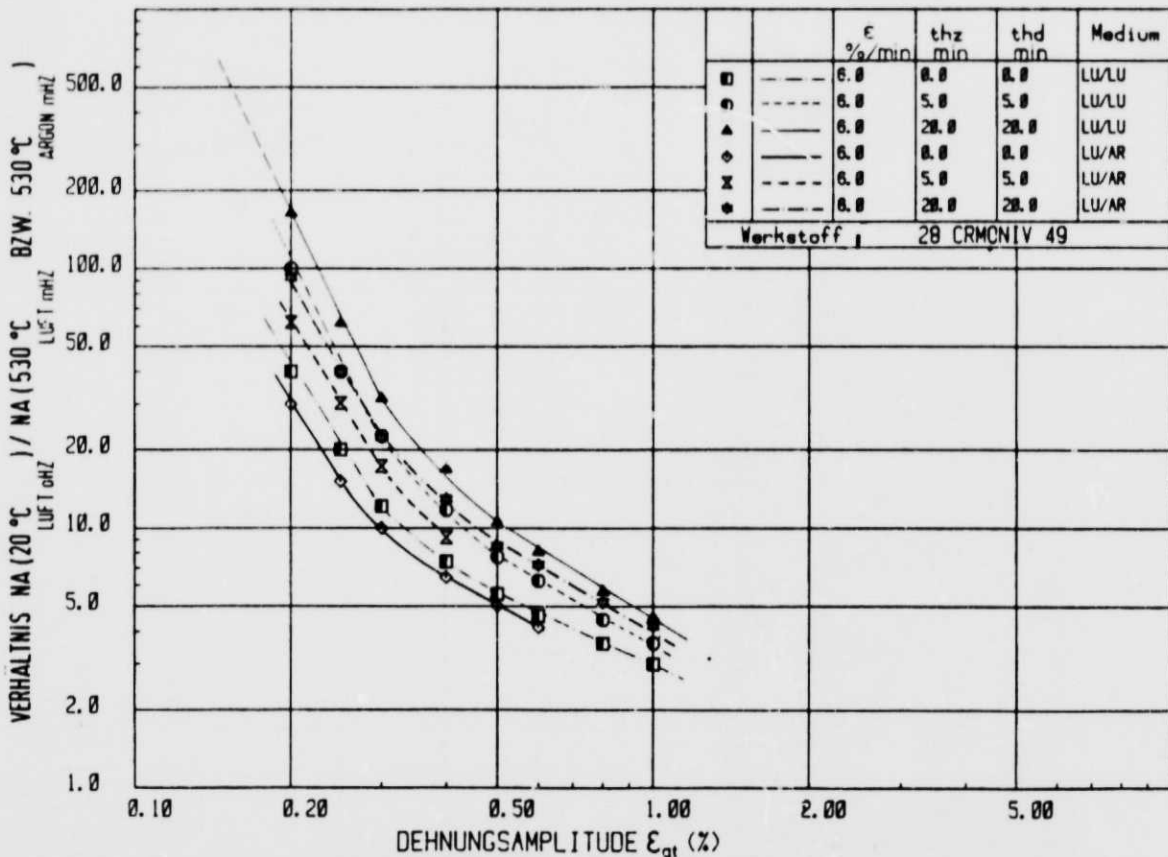


Bild 6.39:

Abhängigkeit des Verhältnisses Anrißlastspielzahl in Luft (ohne Haltezeit, RT) zu Anrißlastspielzahl in Argon bzw. Luft (mit Haltezeit,  $530^\circ\text{C}$ ) von der Dehnungsamplitude, 28 CrMoNiV 49

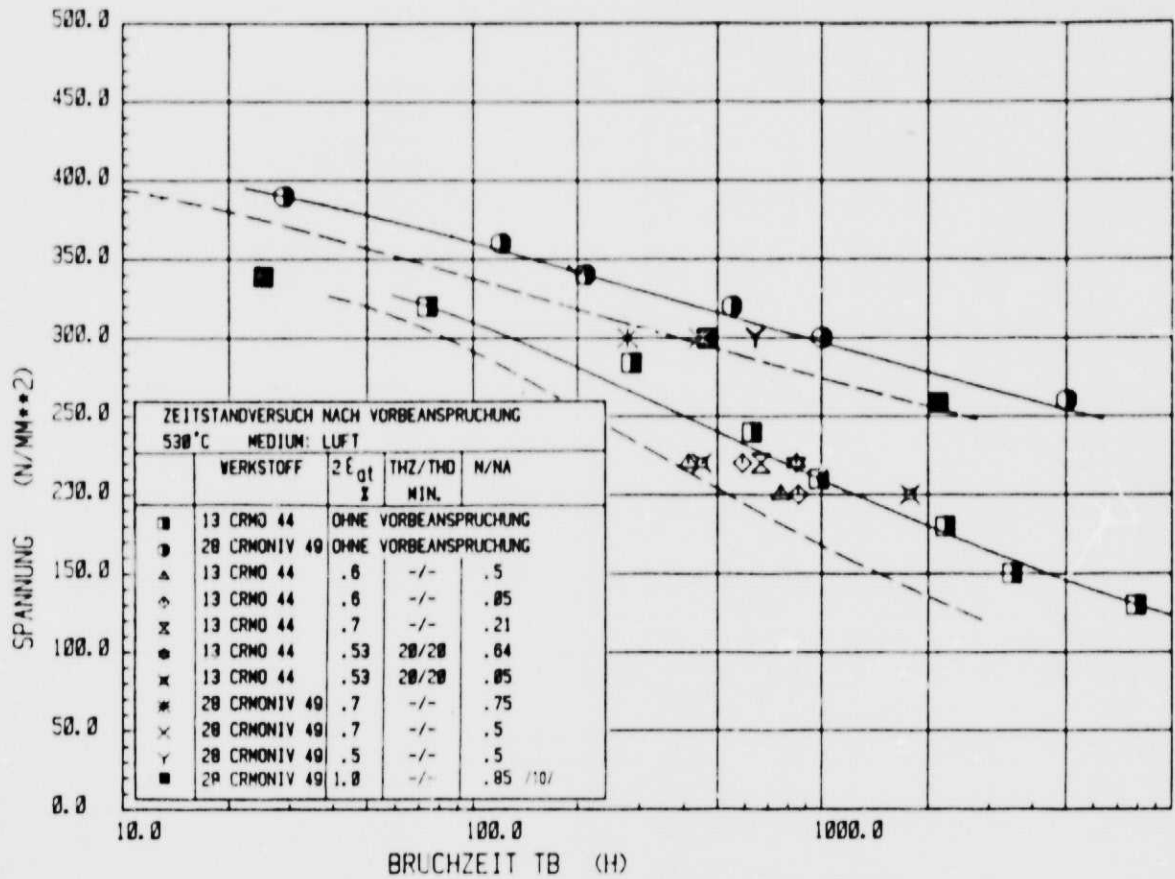


Bild 7.1: Einfluß der Vorbeanspruchung auf die Zeitstandfestigkeit, 28 CrMoNiV 49 und 13 CrMo 44, T=530°C

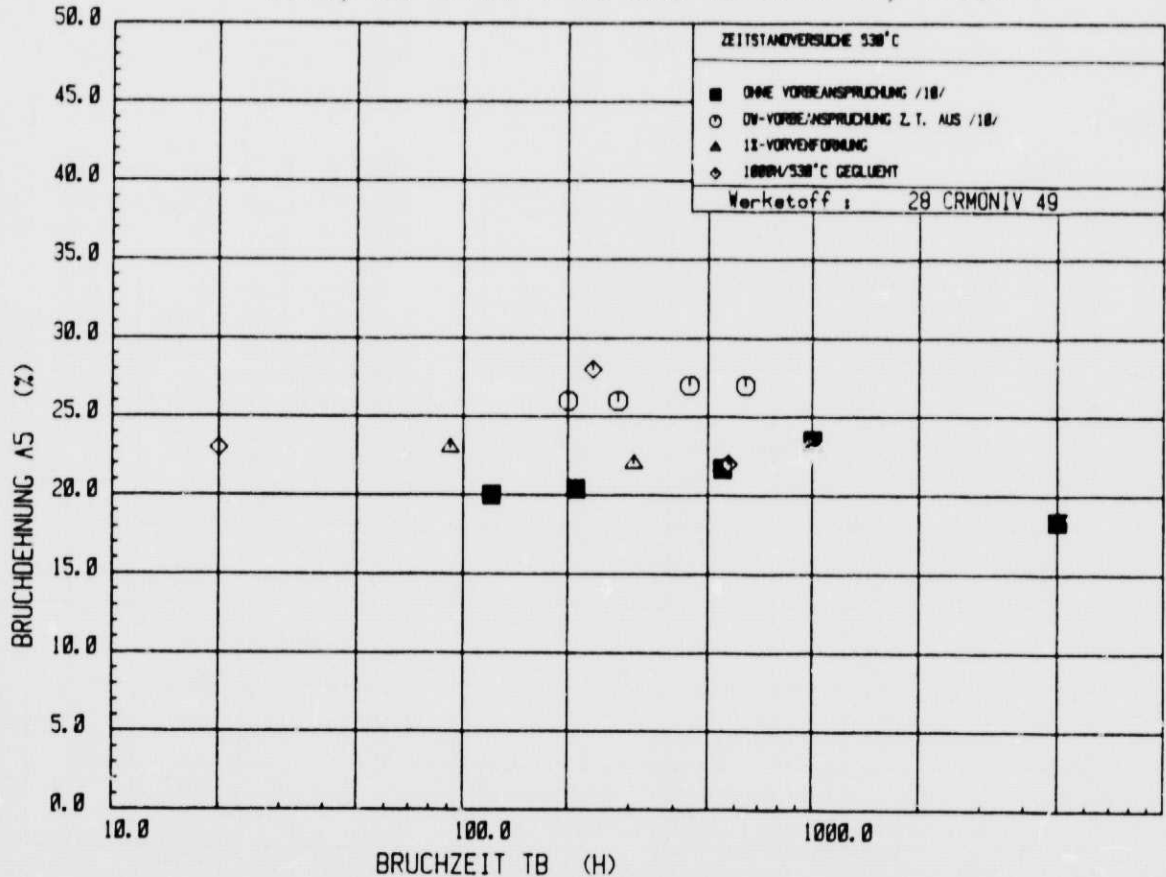


Bild 7.2: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Bruchzeit bei dehnungswechselvorbeanspruchten Zeitstandproben, 28 CrMoNiV 49



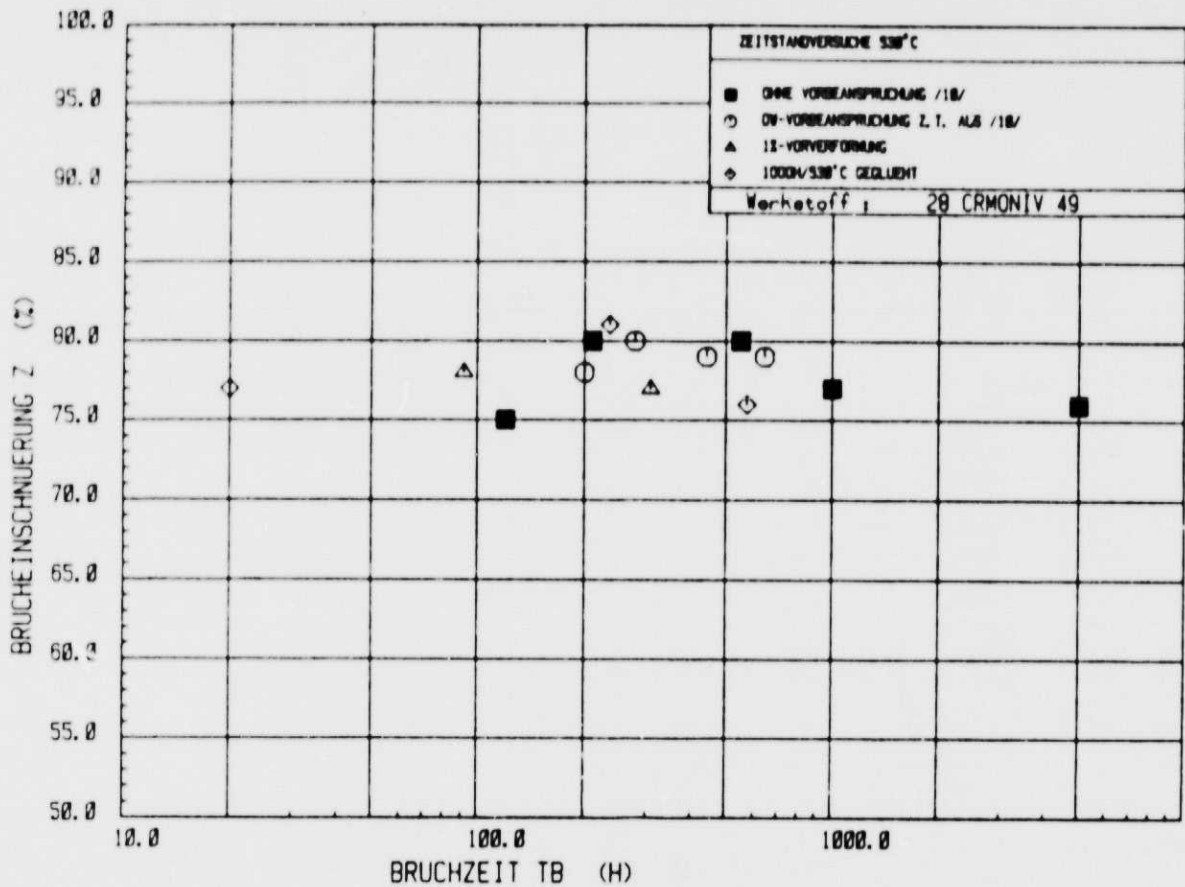


Bild 7.3: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Bruchzeit bei dehnungswechselvorbeanspruchten Zeitstandproben, 28 CrMoNiV 49

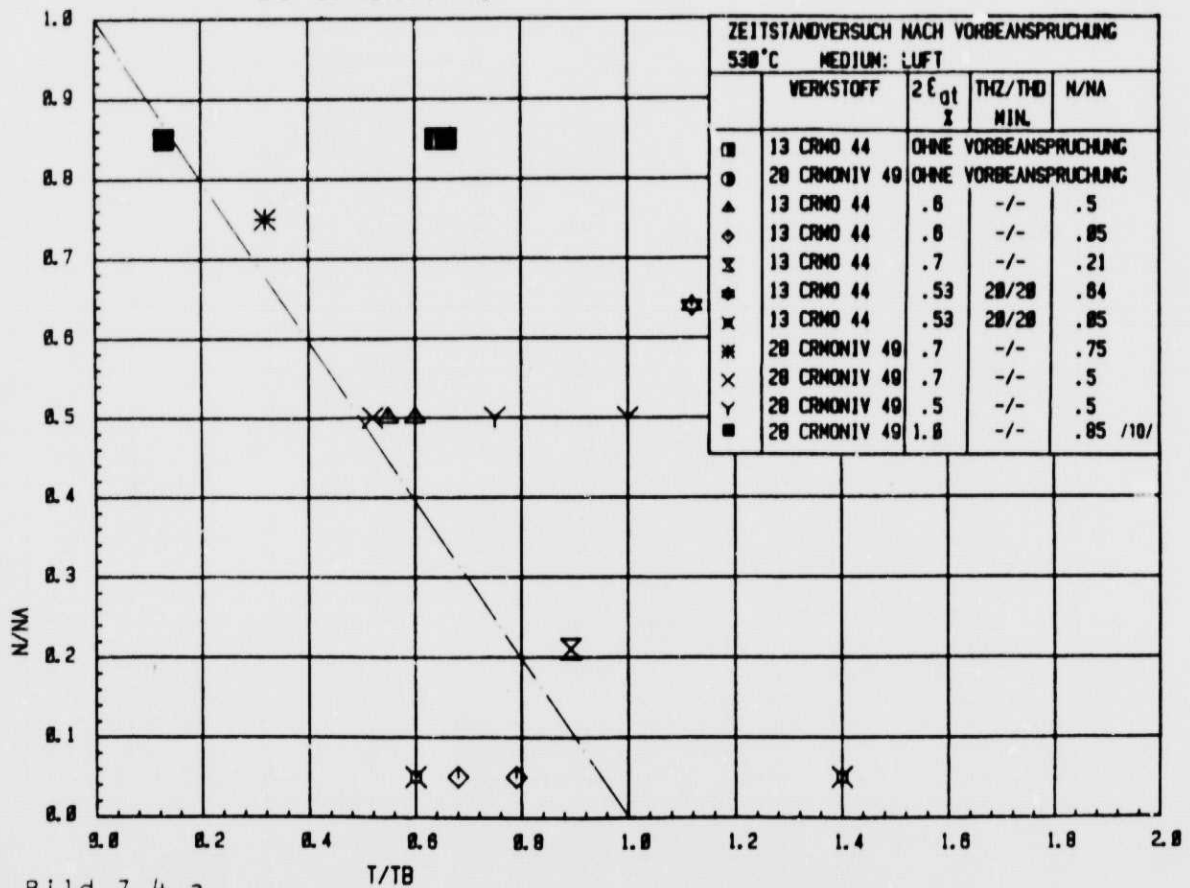


Bild 7.4 a

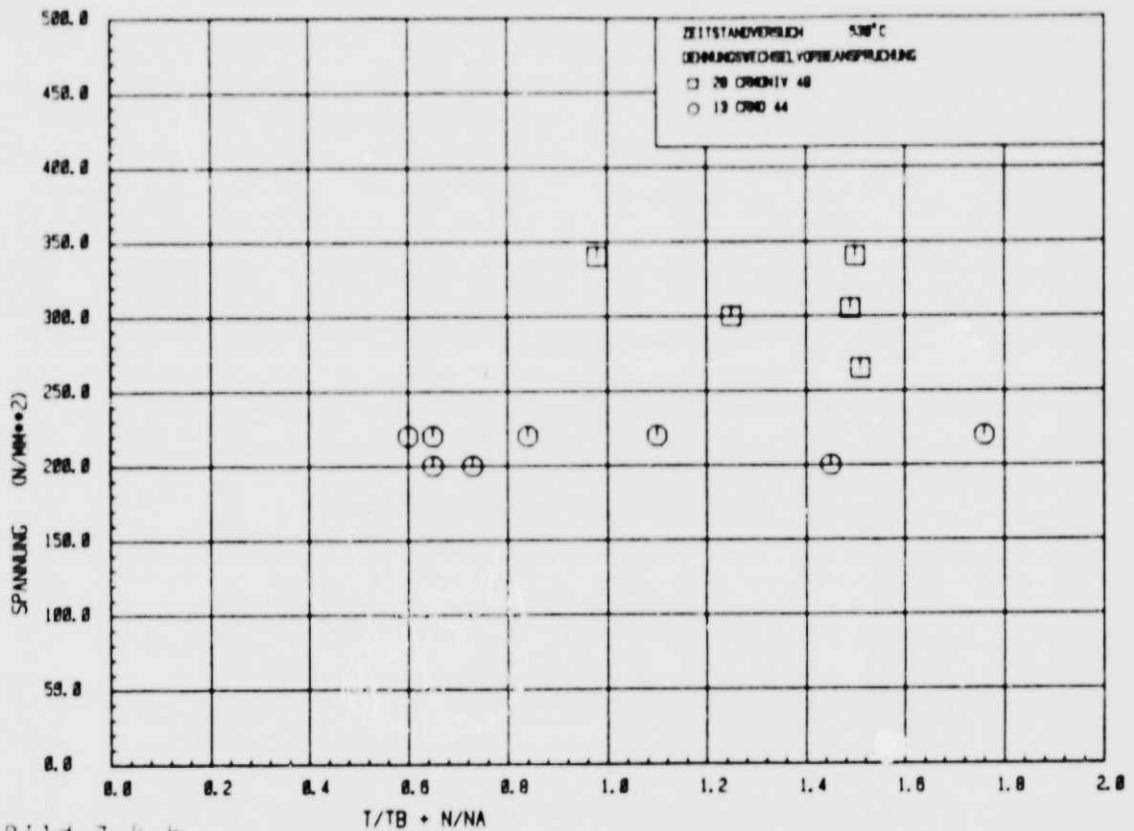


Bild 7.4 b

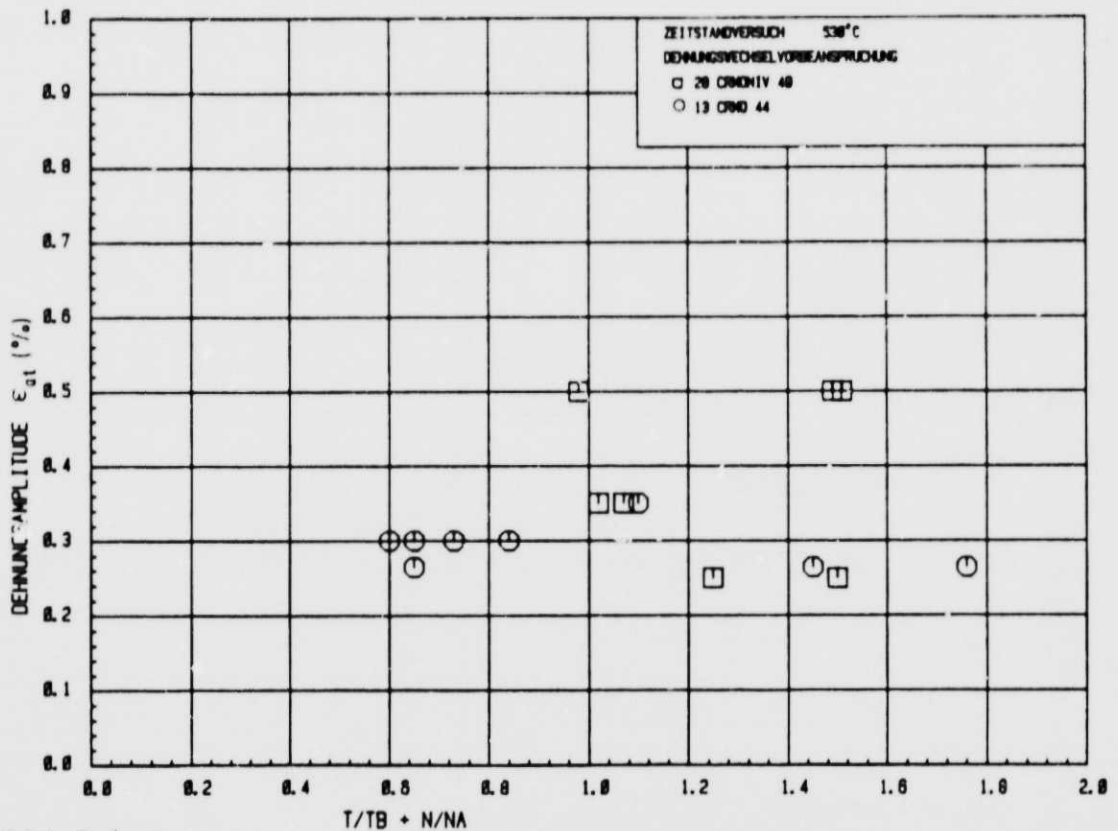


Bild 7.4 c

Bild 7.4:

Lineare Schadensakkumulation bei dehnungswechselvorbeanspruchten Zeitstandproben.

Teilbild a: Ermüdungsanteil  $n/N_A$  in Abhängigkeit vom Kriechanteil  $t/t_B$

Teilbild b: Zeitstandspannung in Abhängigkeit von der akkumulierten Schädigung

Teilbild c: Dehnungsamplitude in Abhängigkeit von der akkumulierten Schädigung



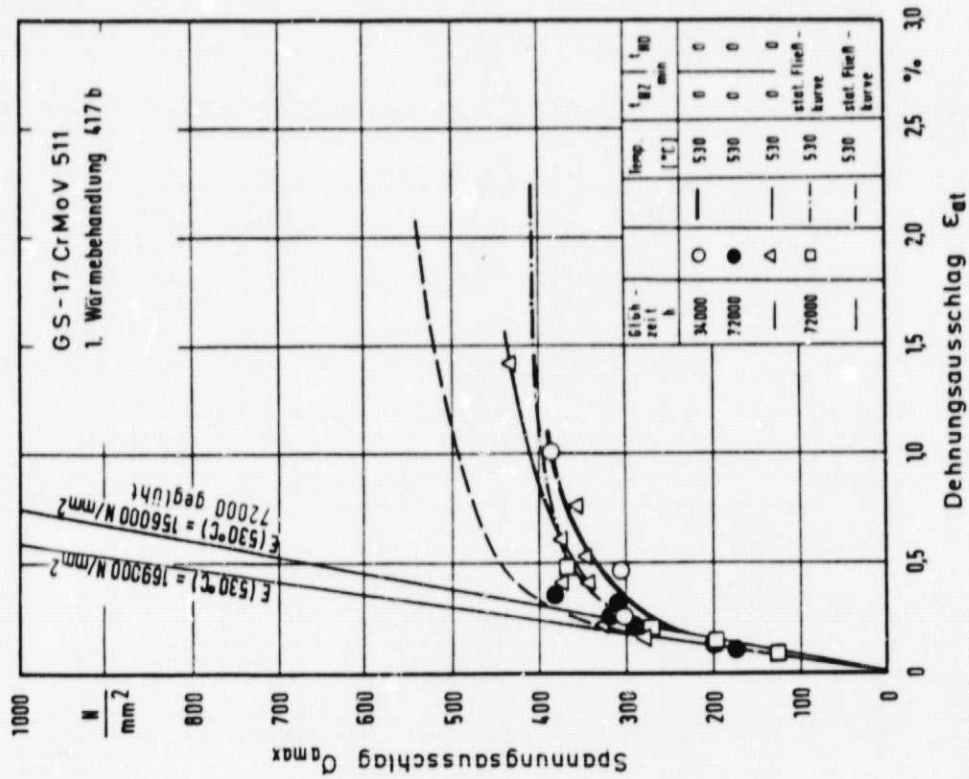


Bild 7.7b:

Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurve, GS-17 CrMoV 511, 1. Wärmebehandlung 417b, 72 000 h/530°C gegläht, ohne Haltezeiten

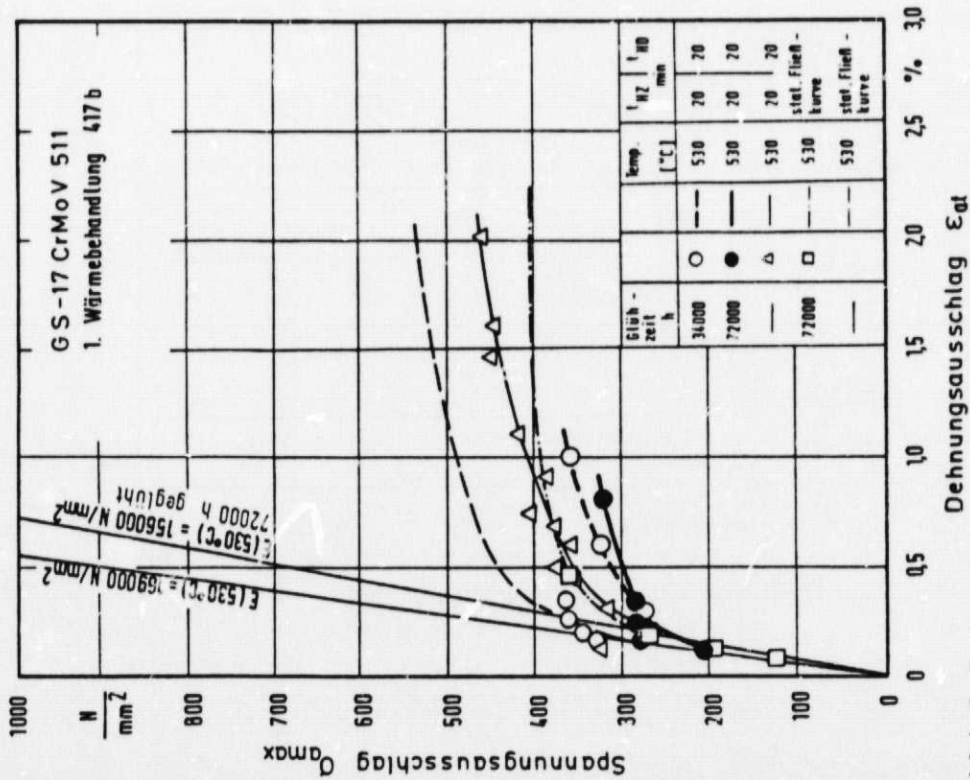


Bild 7.7a:

Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurve, GS-17 CrMoV 511, 1. Wärmebehandlung 417b, mit Haltezeit

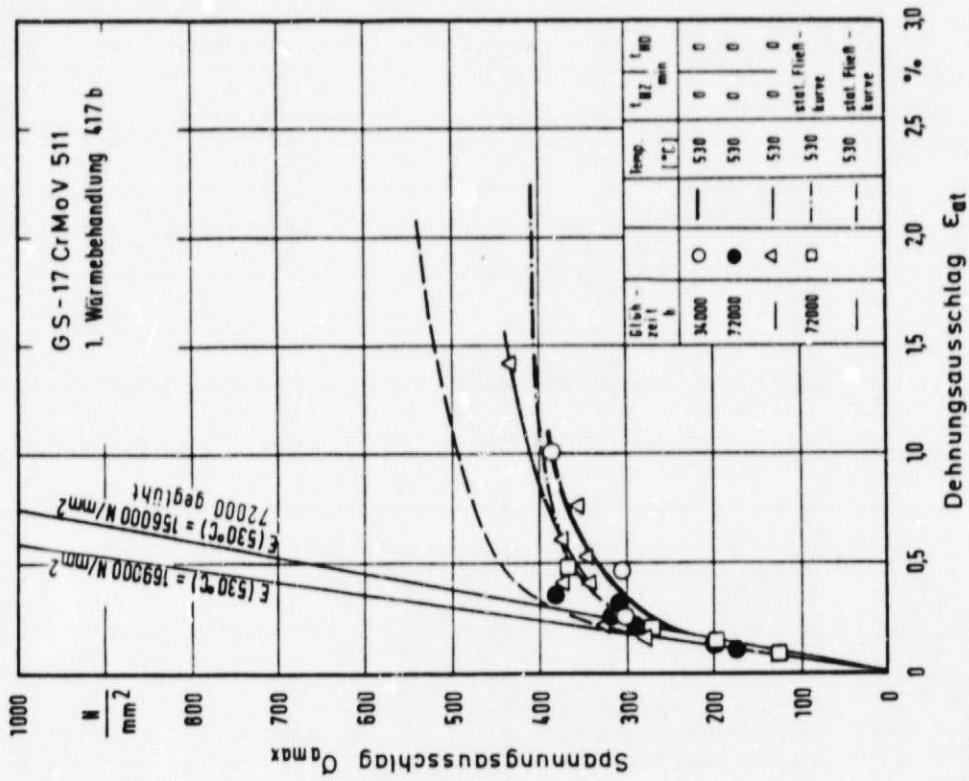


Bild 7.7b:

Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurve, GS-17 CrMoV 511. 1. Wärmebehandlung 417b, 72 000 h/ 530 °C gegläht, ohne Haltezeiten

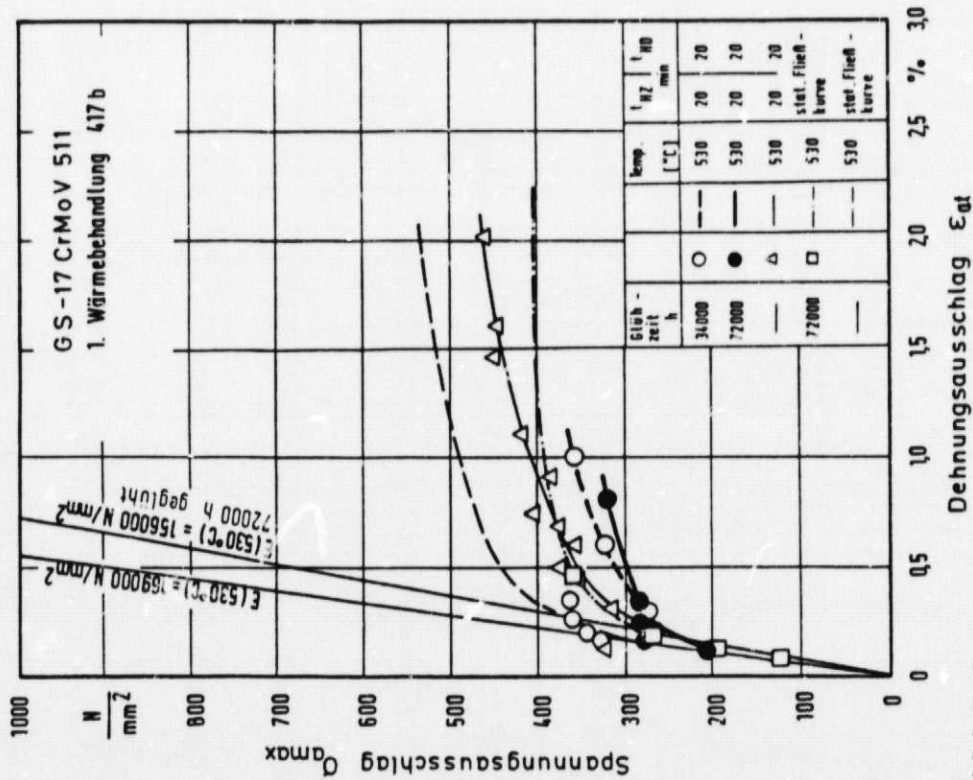


Bild 7.7a:

Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurve, GS-17 CrMoV 511, 1. Wärmebehandlung 417b, mit Haltezeit

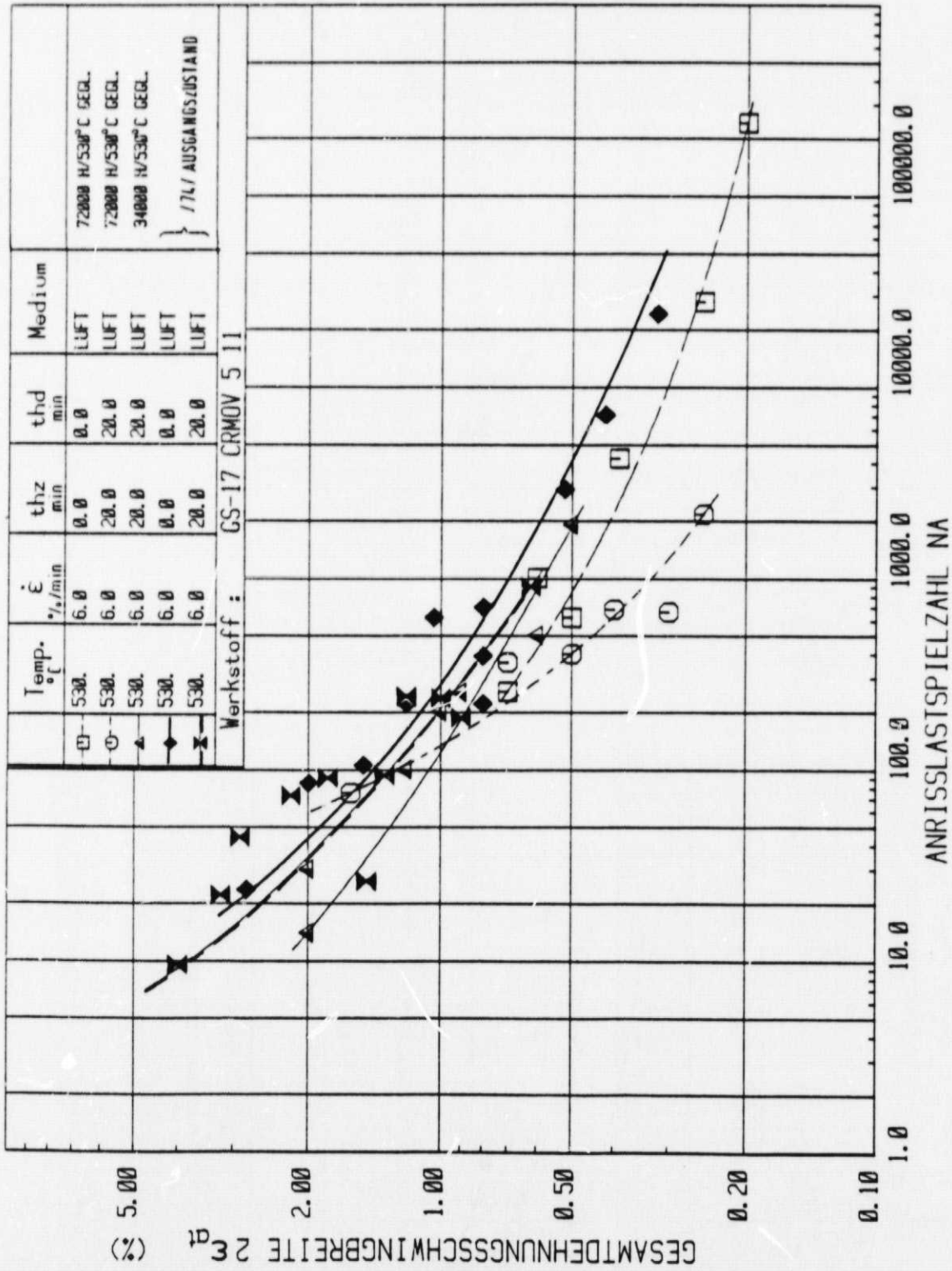
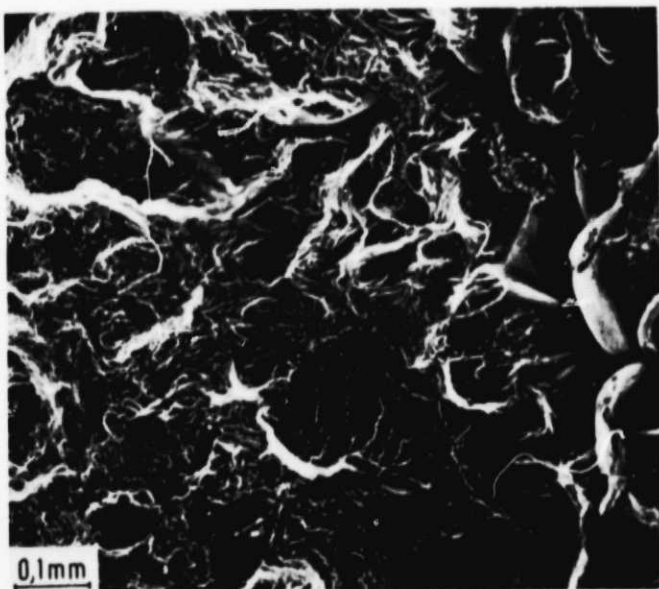
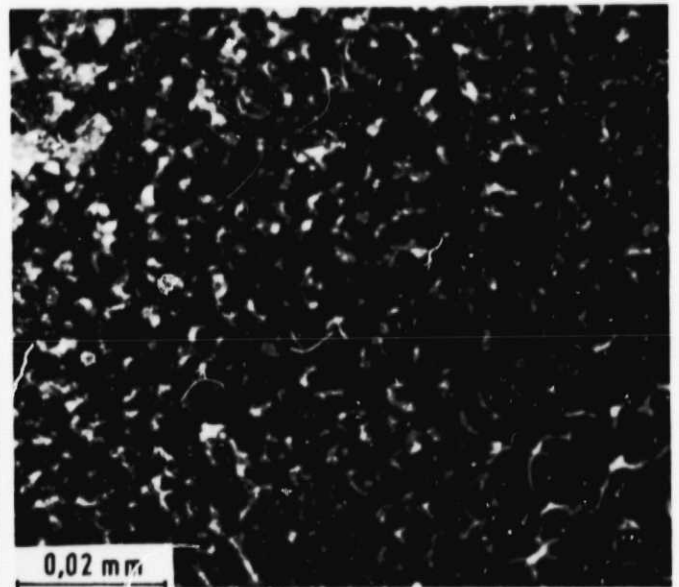
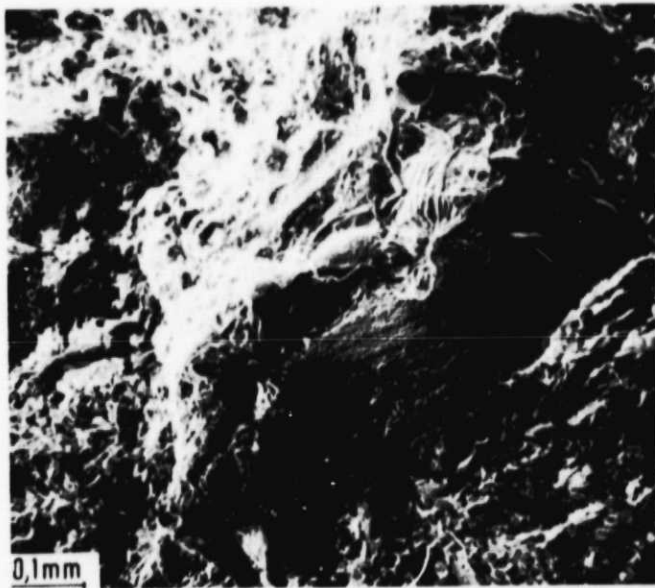
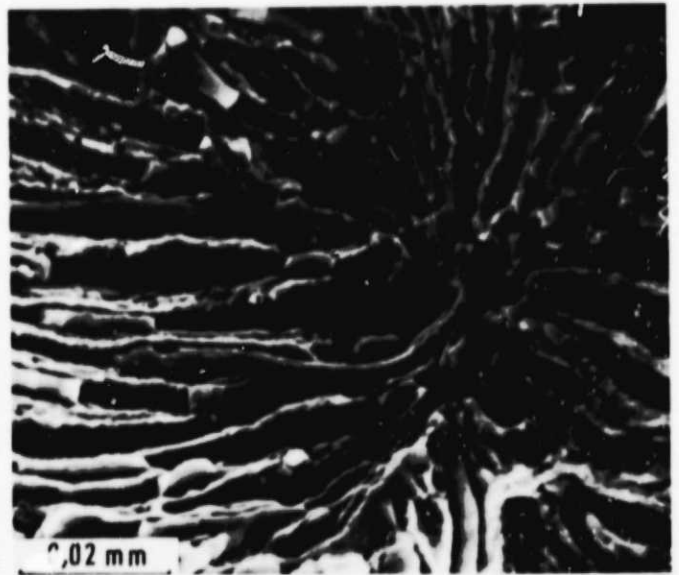
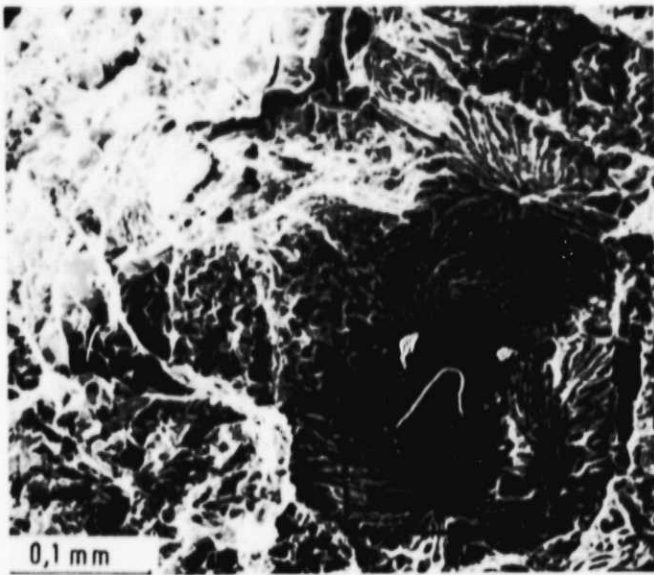


Bild 7.8.: Einfluß einer Vorglühung bei 530°C auf die Anrißlastspielzahl, Werkstoff GS-17 CrMOV 511, 417b



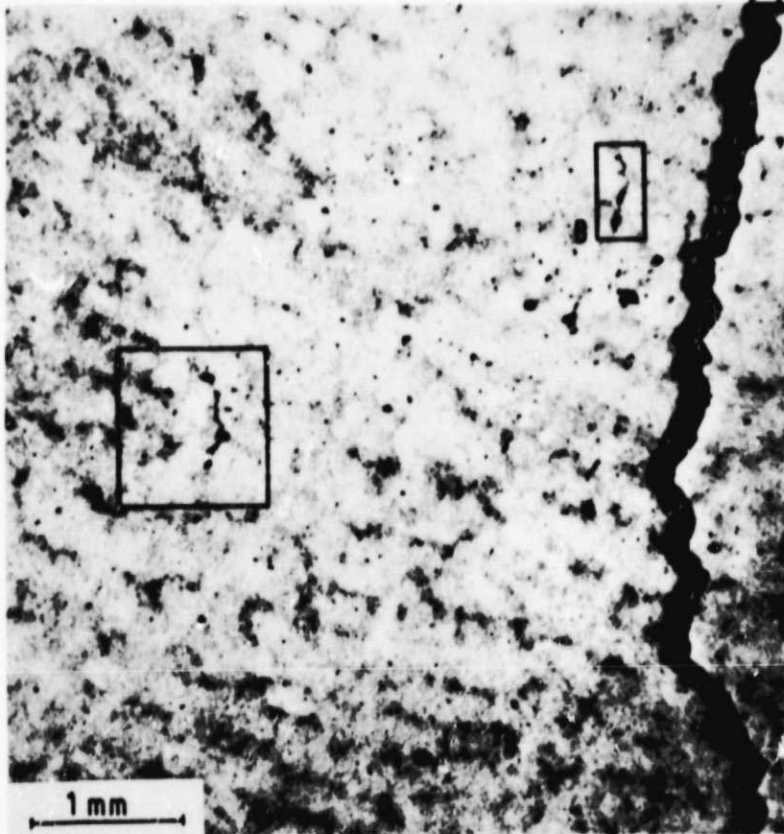


$2 \epsilon_{at} = 0,5 \%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 0 \text{ min.}$   
 $N_A = 620$ ,  $T = 530^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 6 \%/ \text{min.}$   
 GS-17 CrMoV 5 11 72 000 h/530°C gegl.

Bild 7.9a: Bruchflächenuntersuchungen  
 im REM



Probenachsrichtung



$2\epsilon_{at} = 0,5 \%$   
 $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min.}$   
 $N_A = 400$   
 $T = 530^\circ\text{C}$   
 $\dot{\epsilon} = 6 \%/ \text{min.}$   
 GS-17 CrMoV 5 11  
 72 000h/530°C gegl.

Bild 7.9b: Längsschliff parallel zur Probenachse

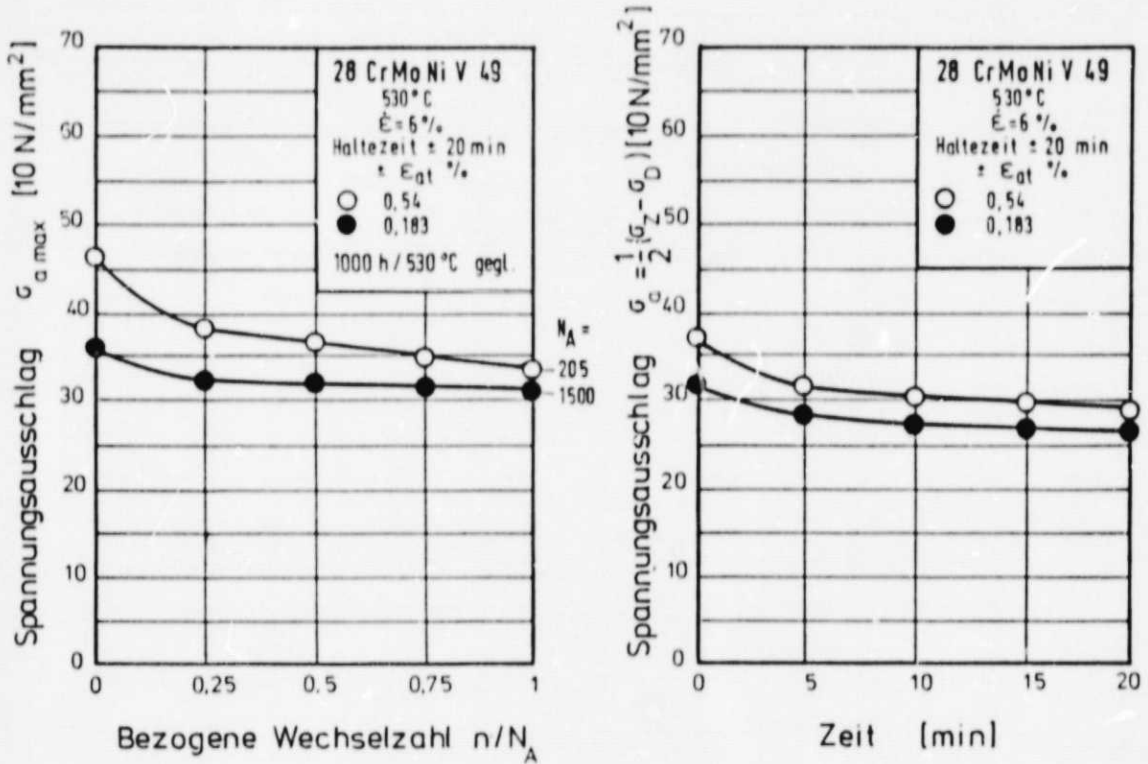


Bild 7.10.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 28 CrMoNiV 49 1000 h/530°C geglüht,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$

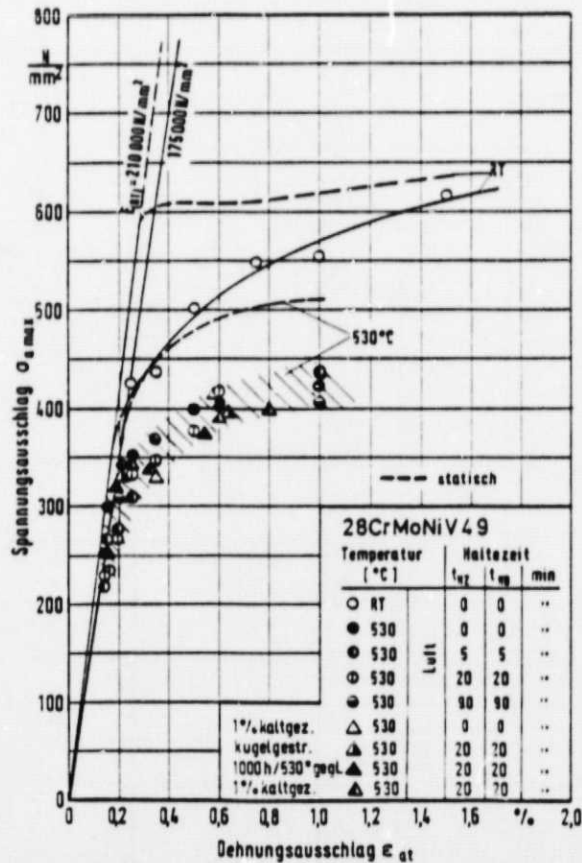


Bild 7.11.: Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurve, 28 CrMoNiV 49 1000 h/530°C geglüht bzw. kugelgestrahlt bzw. 1% kaltgezogen

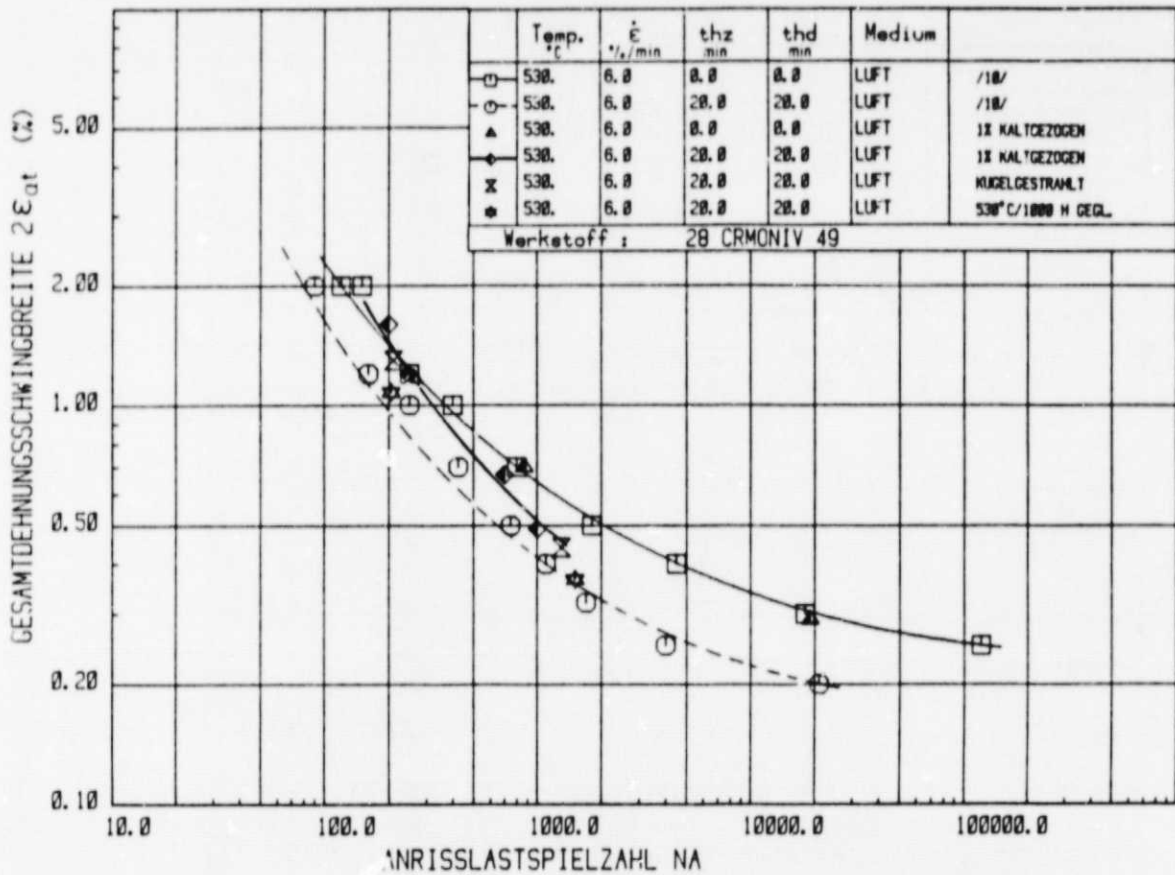


Bild 7.12.: Einfluß der Vorbehandlung (1000 h/530°C geglüht, Oberfläche kugelgestrahlt, 1%-kaltgezogen) auf die Anrißlastspielzahl, 28 CrMoNiV 49

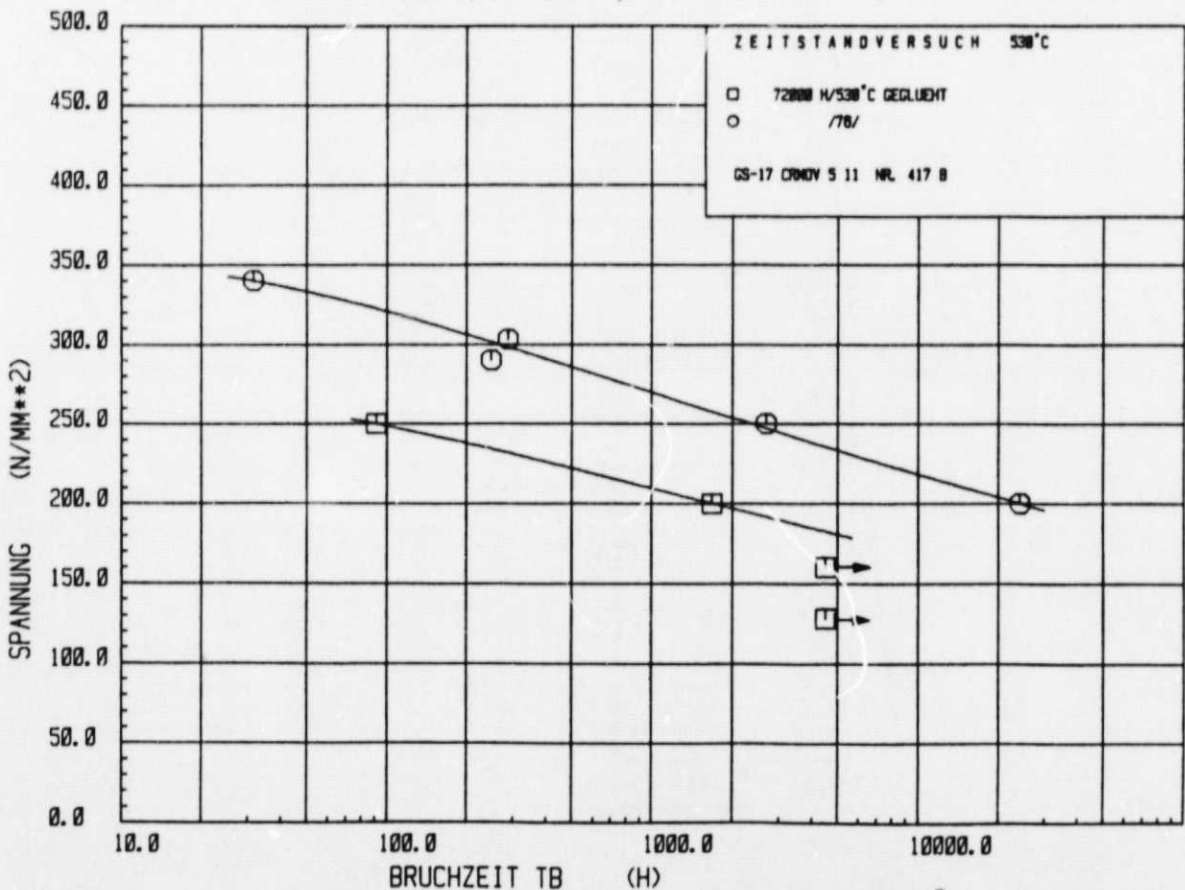


Bild 7.13.: Einfluß einer Glühung (72 000 h/530°C) auf die Zeitstandfestigkeit, GS-17 CrMoV 511 417b

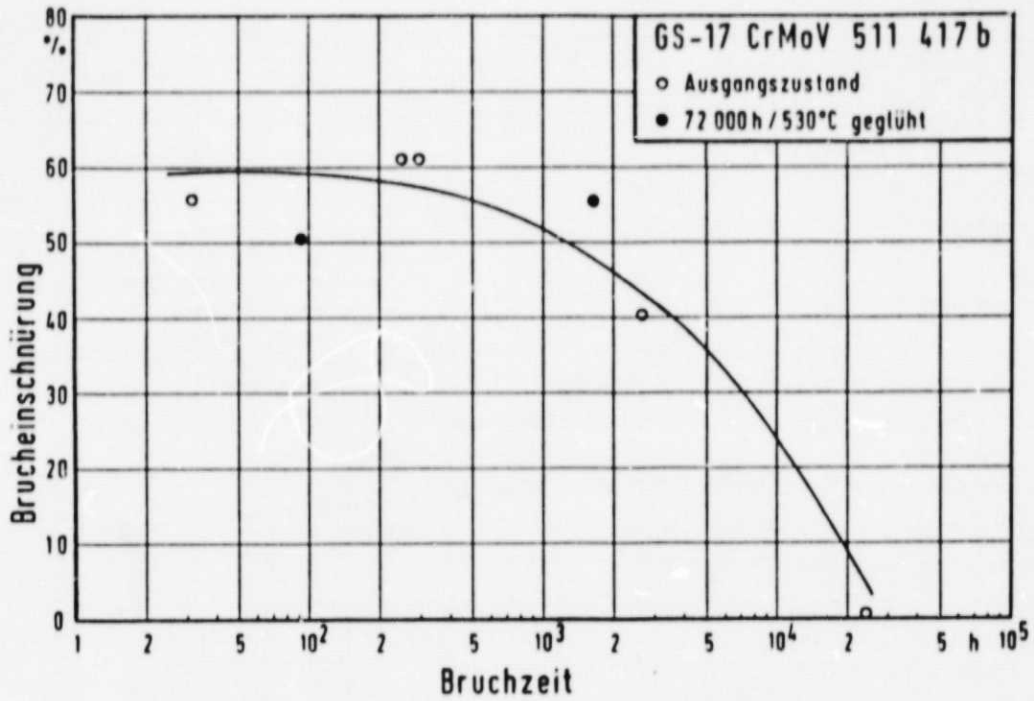


Bild 7.14: Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Zeitstandbruchzeit.

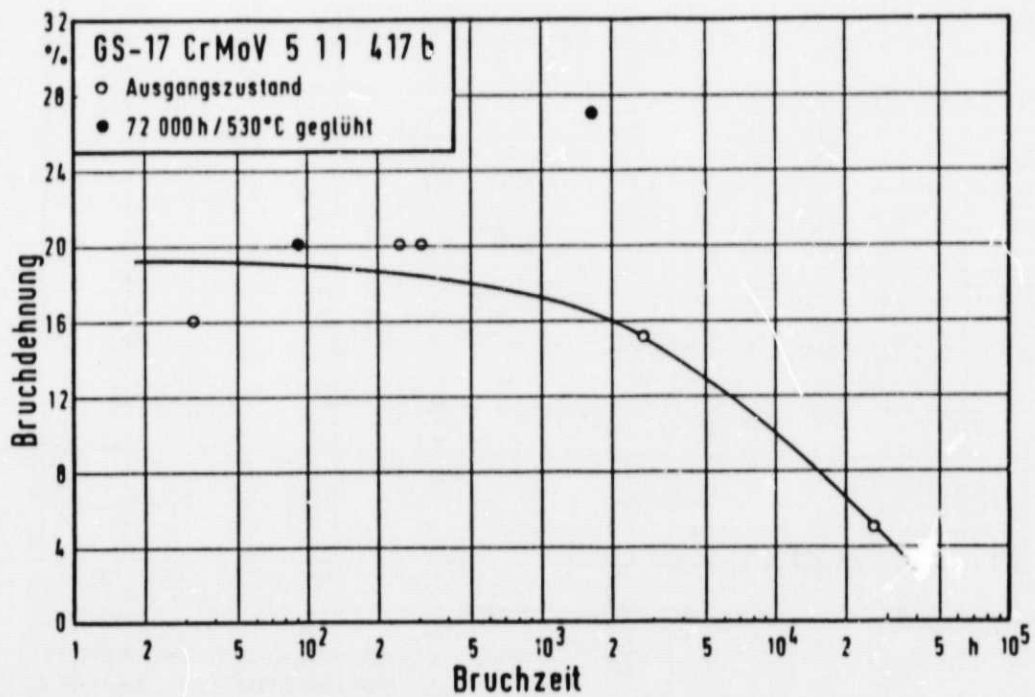


Bild 7.15: Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Zeitstandbruchzeit.



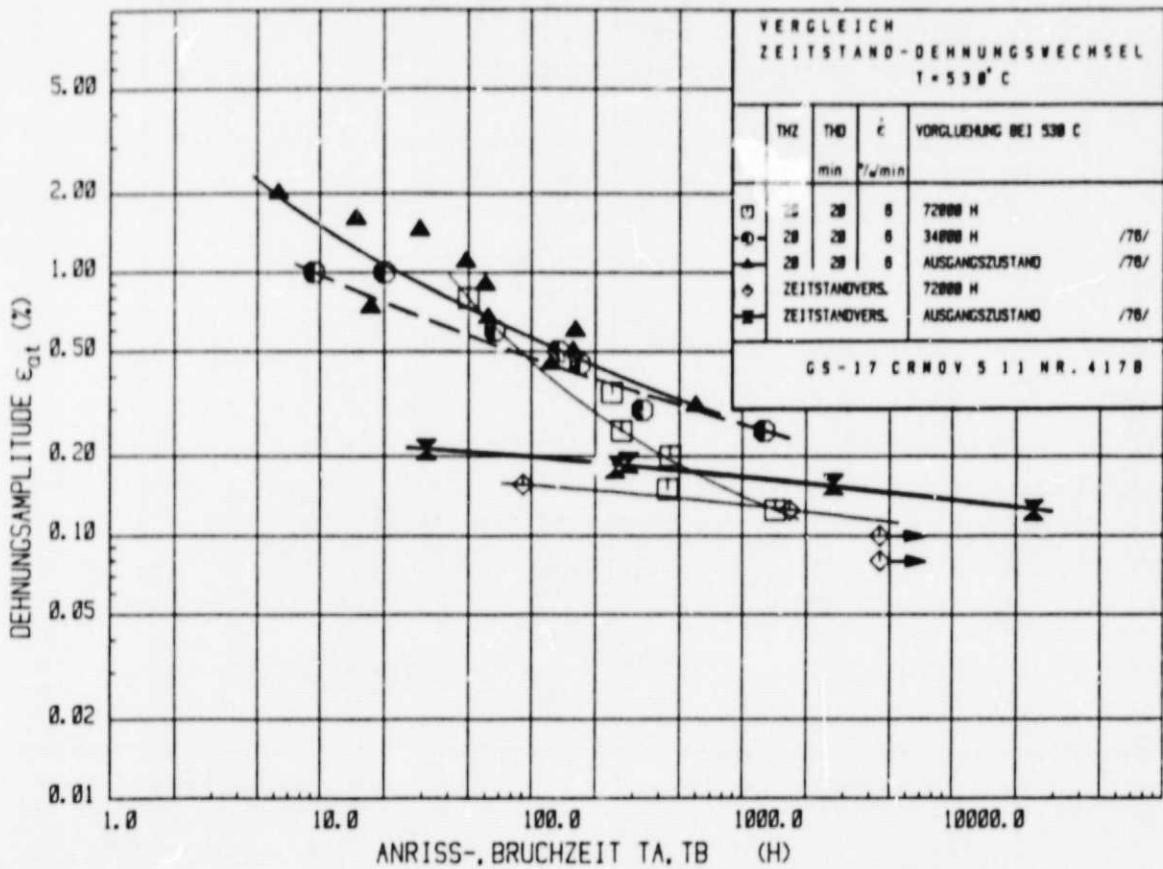


Bild 7.16.: Vergleich Zeitstand-/Dehnungswechselversuch, GS-17 CrMoV 511 langzeitgeglüht 417b

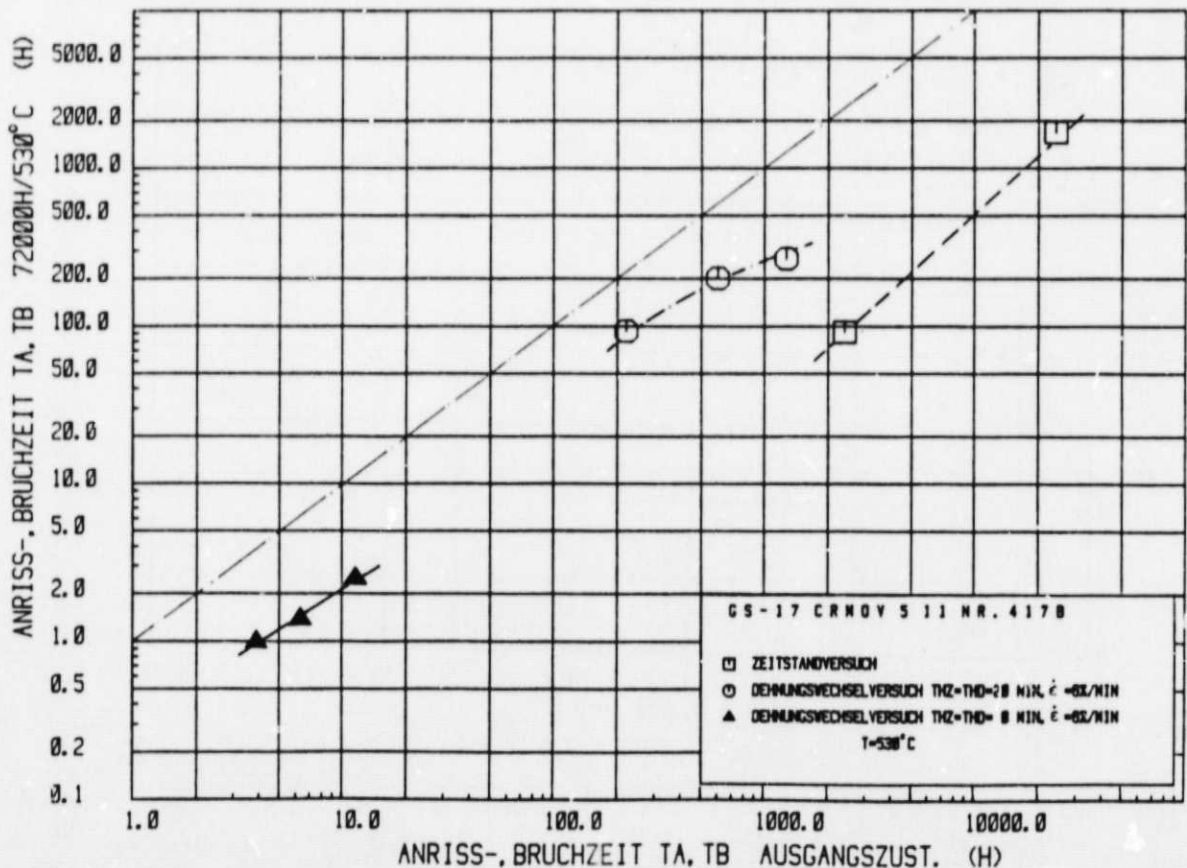


Bild 7.17.: Gegenüberstellung der Anriß- bzw. Bruchzeiten des ungeglühten Ausgangszustandes mit dem geprüften Zustand, Zeitstand- und Dehnungswechselversuche, GS-17 CrMoV 511 417b



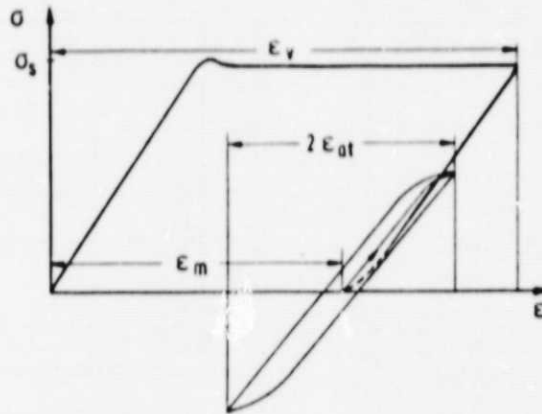


Bild 7.18.: 1%-Kaltziehen einer Dehnungswchselprobe mit anschließendem Dehnungswchselversuch bei 530°C, 28 CrMoNiV 49 (schematisch)

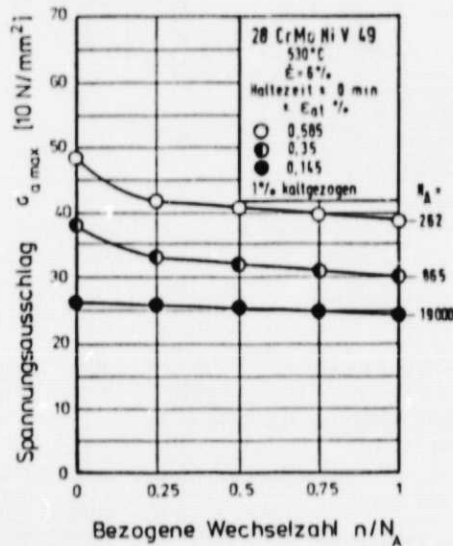


Bild 7.19: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl des 1%-kaltgezogenen 28 CrMoNiV 49, ohne Haltezeit,  $T = 530^\circ\text{C}$

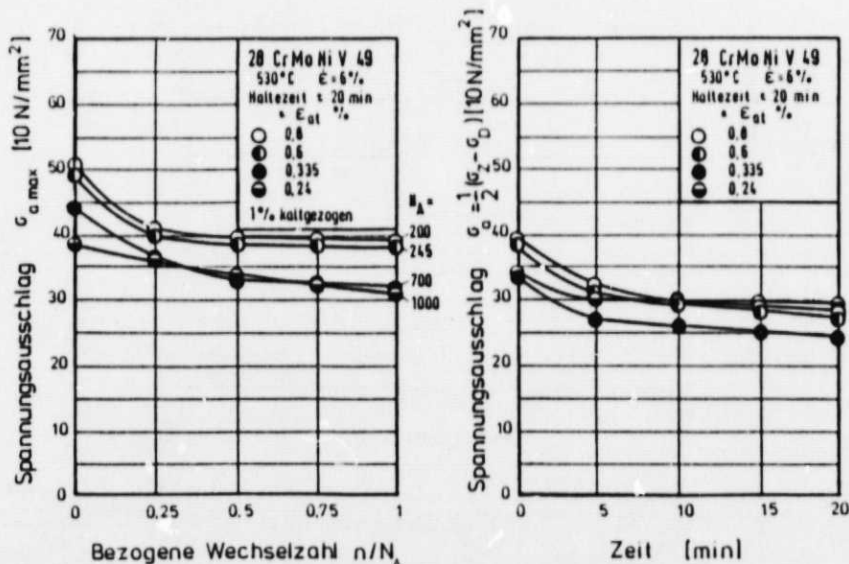


Bild 7.20.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 1%-kaltgezogenen 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $T = 530^\circ\text{C}$

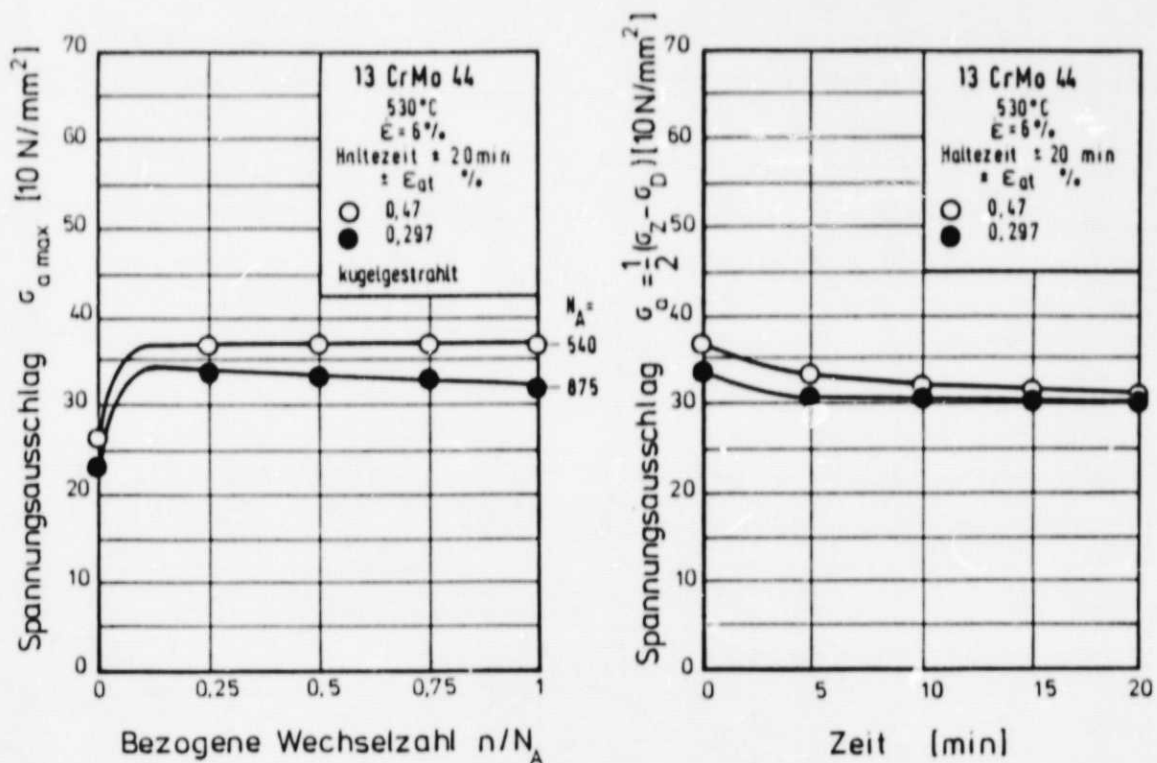


Bild 7.21.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des 1%-kaltgezogenen 13 CrMo 44,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $T = 530^\circ\text{C}$

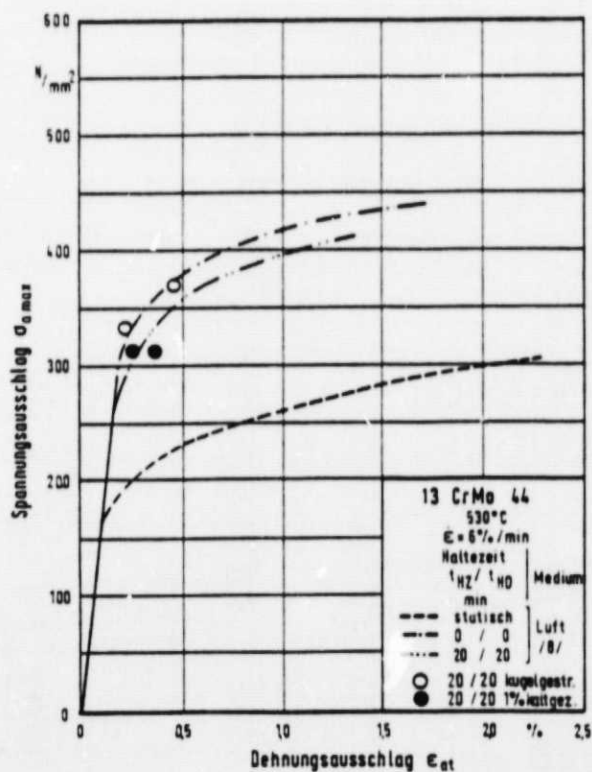


Bild 7.22.: Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurve, 13 CrMo 44, Oberfläche kugelgestrahlt bzw. 1%-kaltgezogen

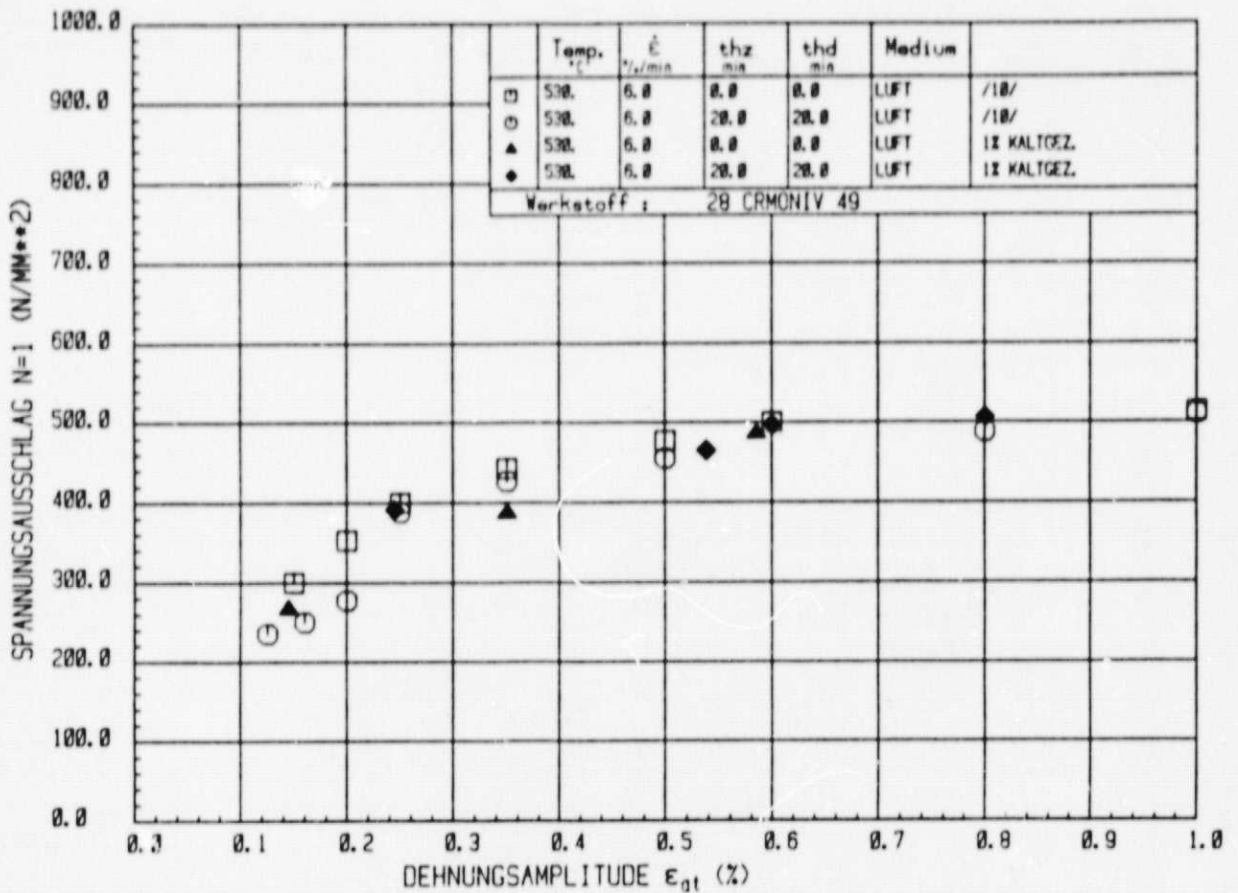


Bild 7.23.: Verlauf des Spannungsausschlages bei der ersten Belastung über der angelegten Dehnungsamplitude bei verschiedenen Werkstoffzuständen (Ausgangszustand und 1%-kaltgezogen), 28 CrMoNiV 49, 530 °C

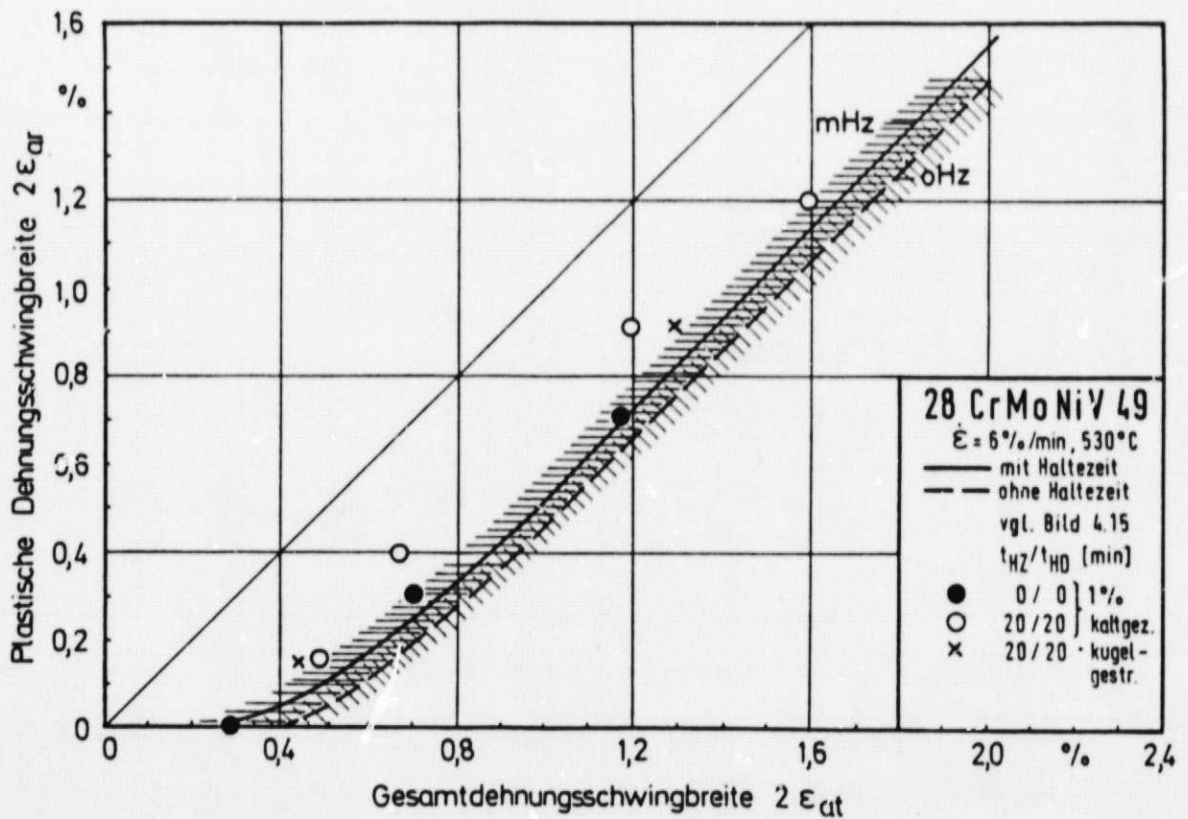


Bild 7.24: Einfluß des Kaltziehens auf die plastische Dehnungsschwingbreite, 28 CrMoNiV 49, 530 °C

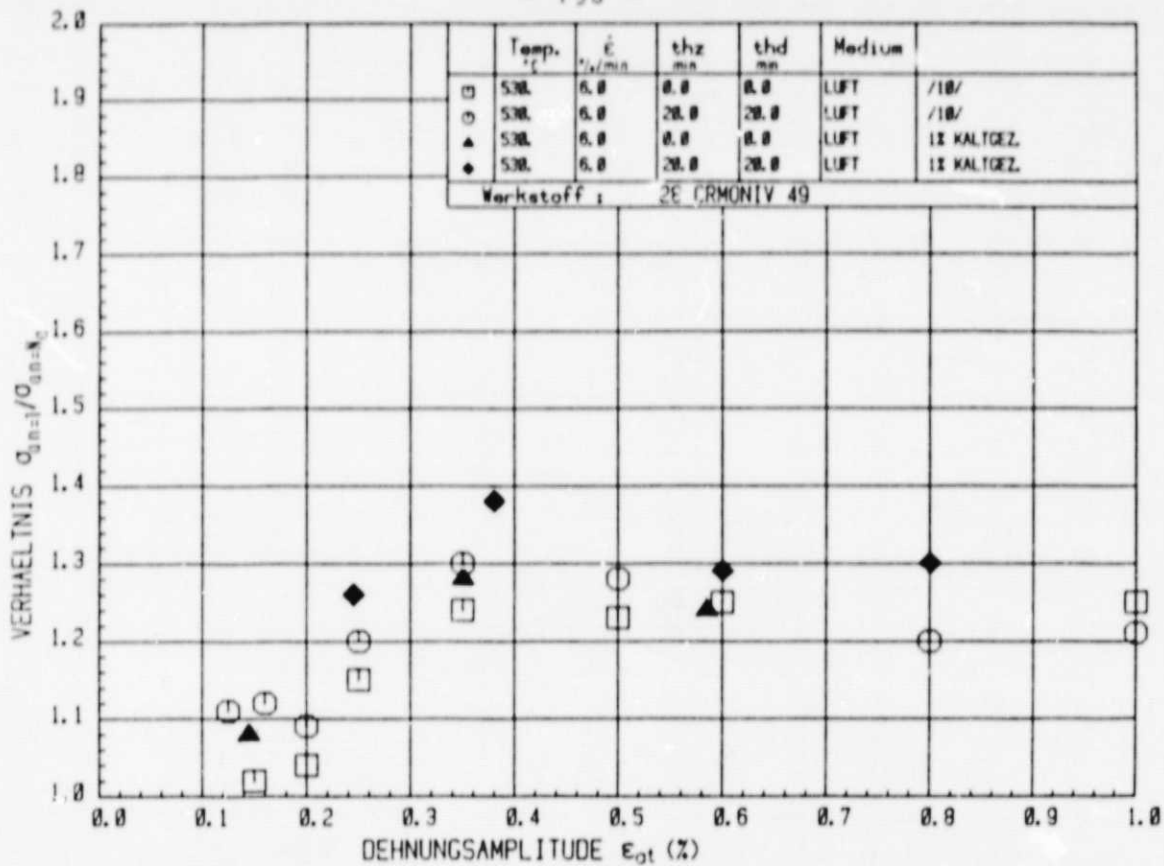


Bild 7.25: Abhängigkeit der Entfestigung ausgedrückt durch  $\sigma_{an} = 1/\sigma_{an} = N_A$  bei verschiedenen Werkstoffzuständen (Ausgangszustand, 1 %-kaltgezogen) 28 CrMoNiV 49, 530 °C

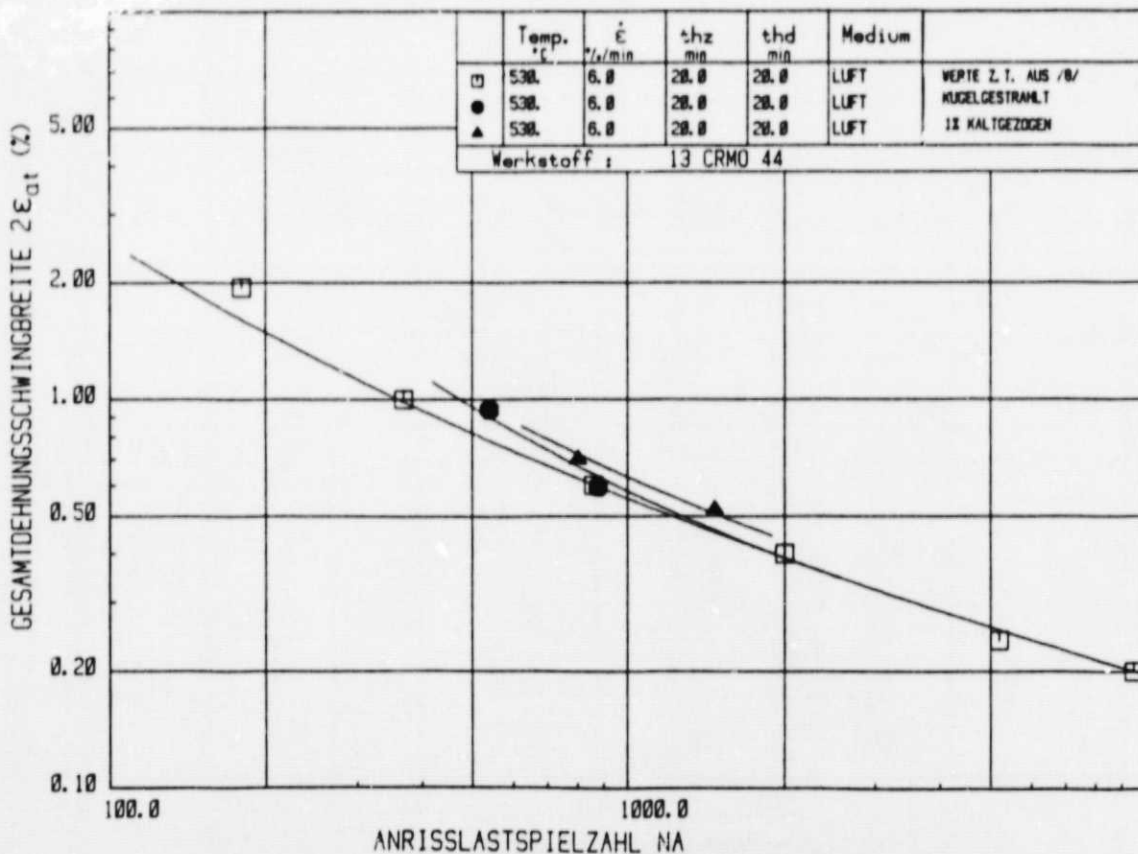


Bild 7.26.: Einfluß einer Vorbehandlung (Oberfläche kugelgestrahlt, 1% kaltgezogen) auf die Anrißlastspielzahl, 13 CrMo 44, 530 °C

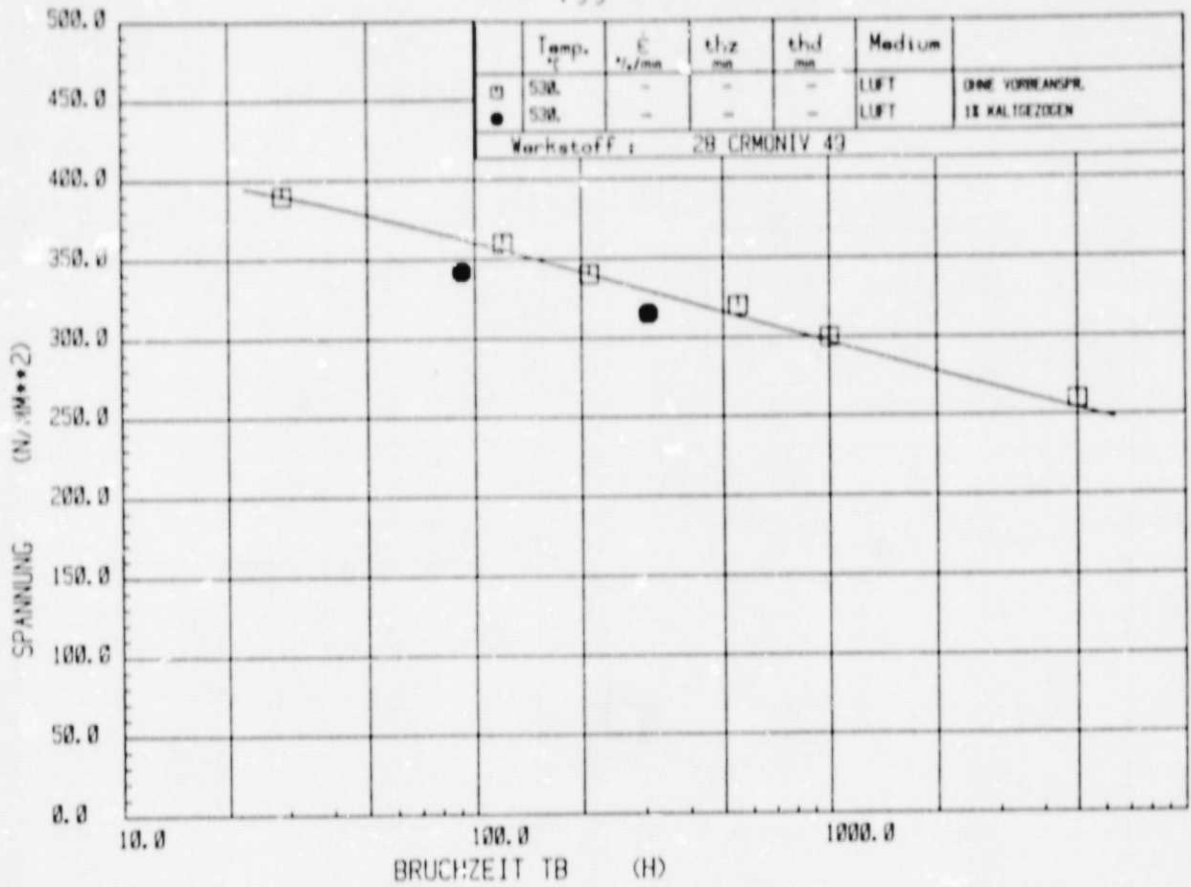


Bild 7.27: Einfluß des Kaltziehens auf die Zeitstandfestigkeit, 28 CrMoNiV 49, 530°C

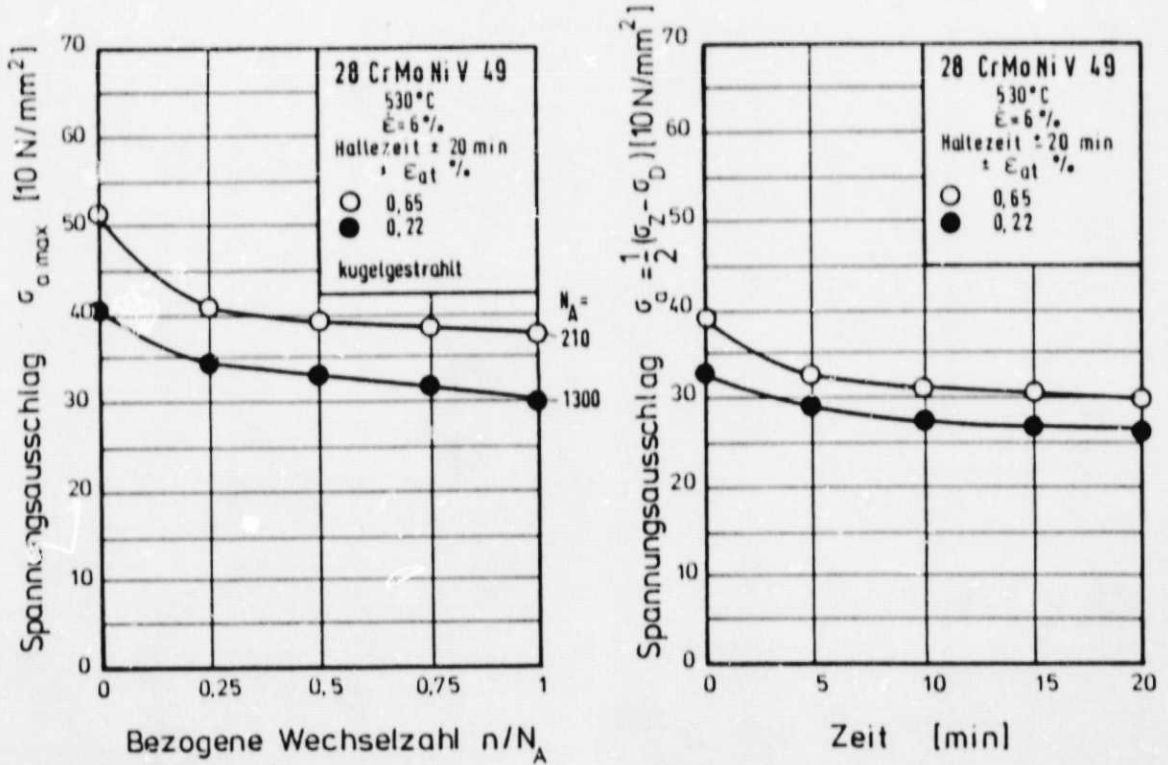


Bild 7.28.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des kugelgestrahlten 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$

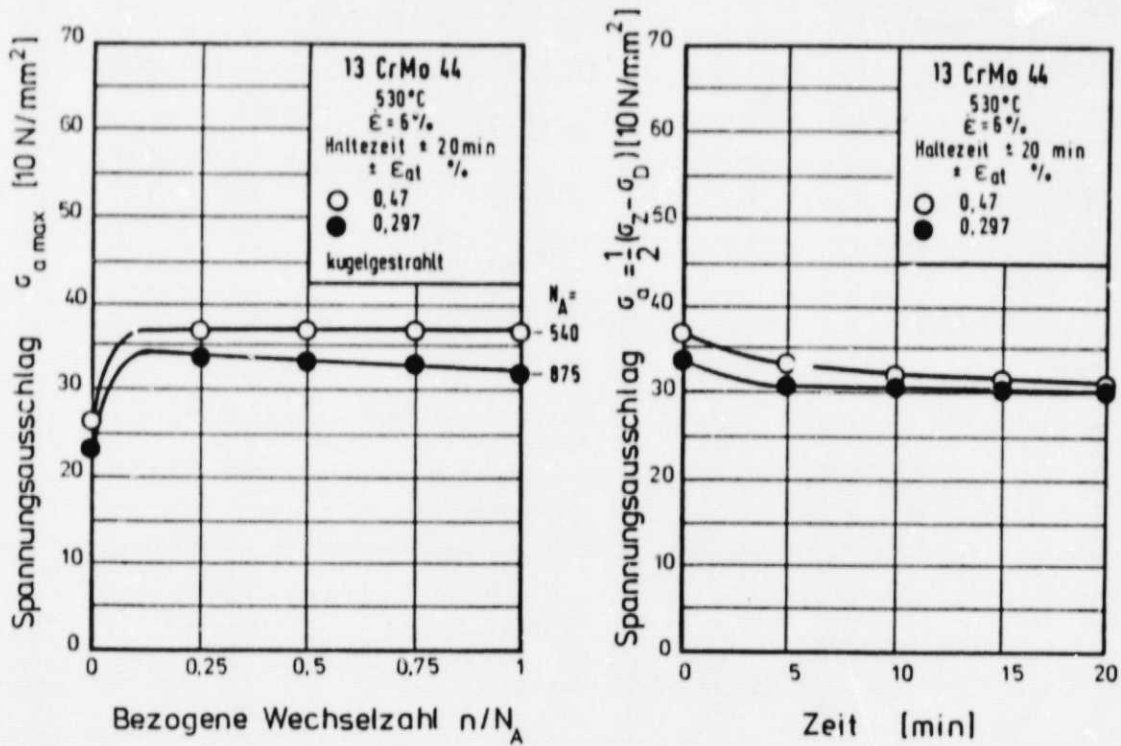


Bild 7.29.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des kugelgestrahlten 13 CrMo 44,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $T = 530^\circ \text{C}$



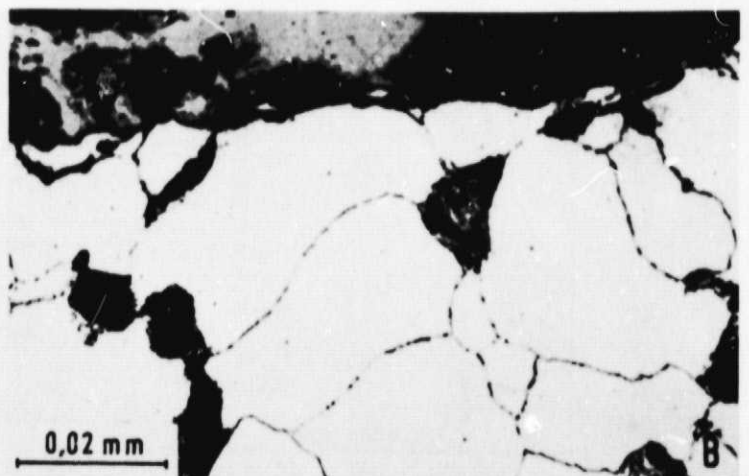
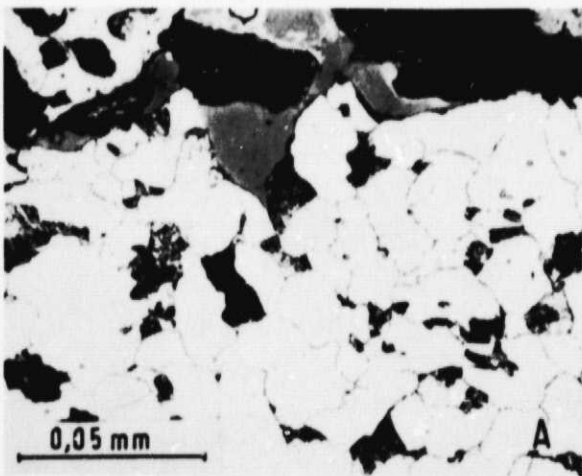
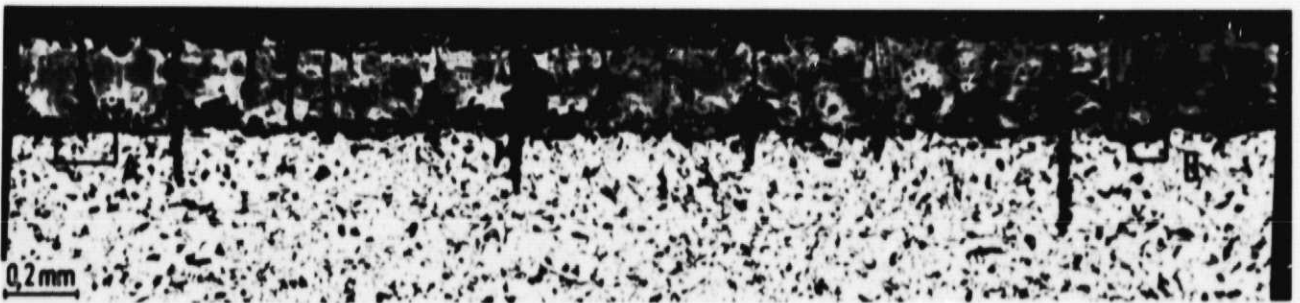
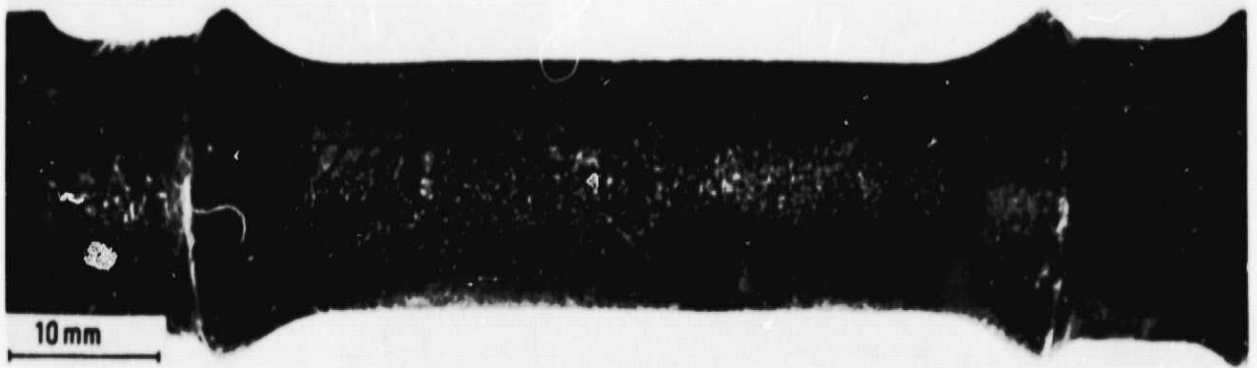


Bild 7.30.: Metallografische Befunde an einer kugelgestrahlten Probe aus 13 CrMo 44,  $2 \epsilon_{at} = 0,94\%$ ,  $N_A = 540$

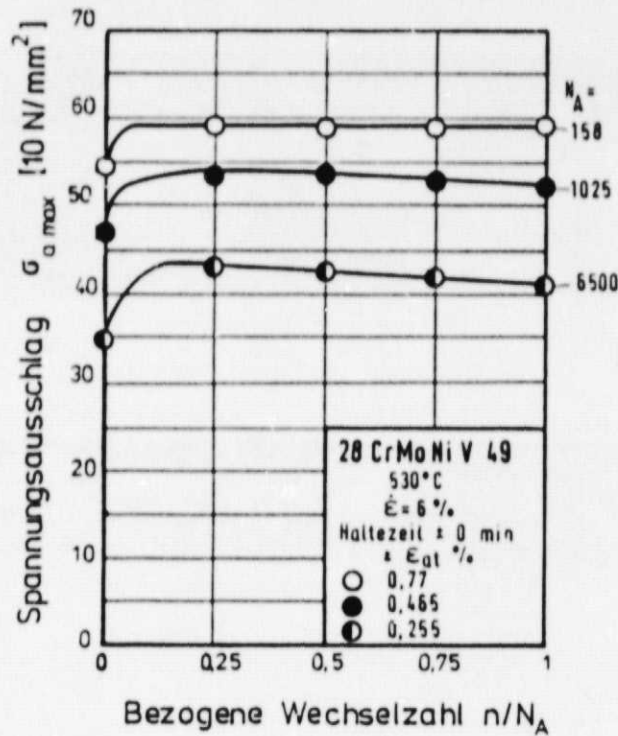


Bild 7.31.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl des zusätzlich wärmebehandelten 28 CrMoNiV 49, ohne Haltezeit,  $T = 530^\circ\text{C}$

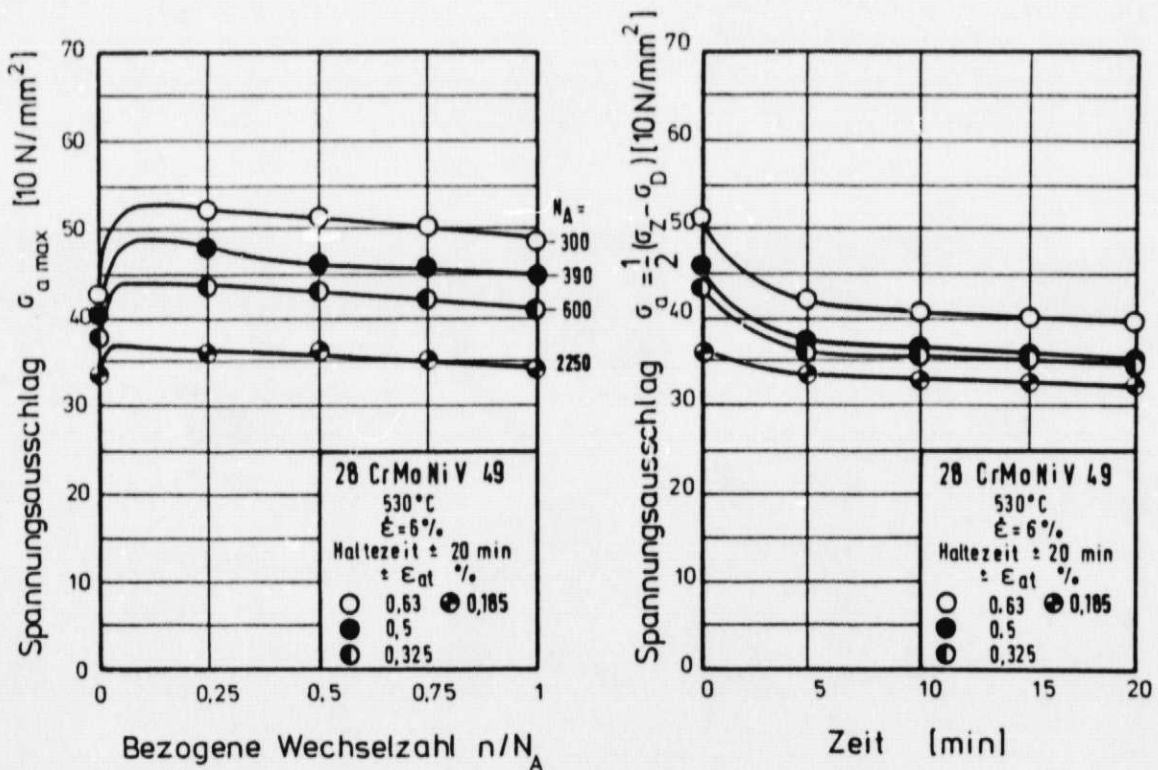


Bild 7.32.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  des zusätzlich wärmebehandelten 28 CrMoNiV 49,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$

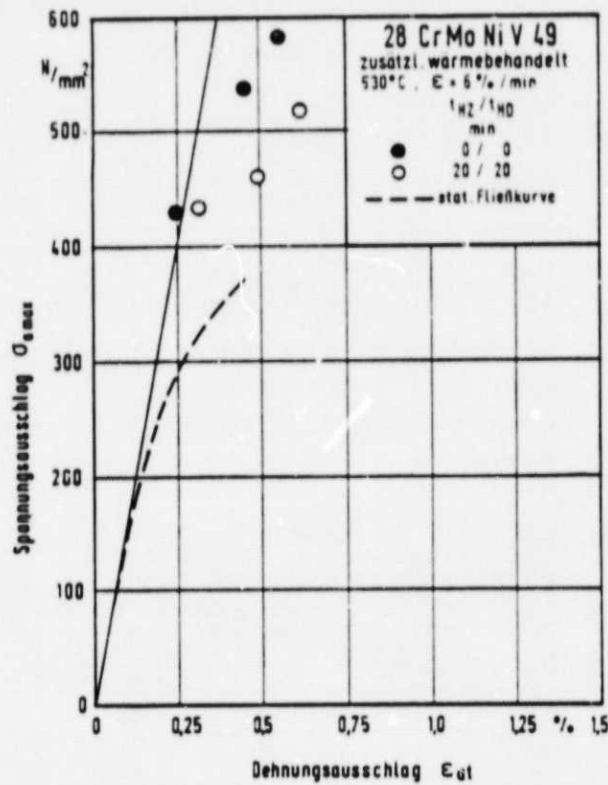


Bild 7.33.: Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurven des zusätzlich wärmebehandelten 28 CrMoNiV 49, 530°C

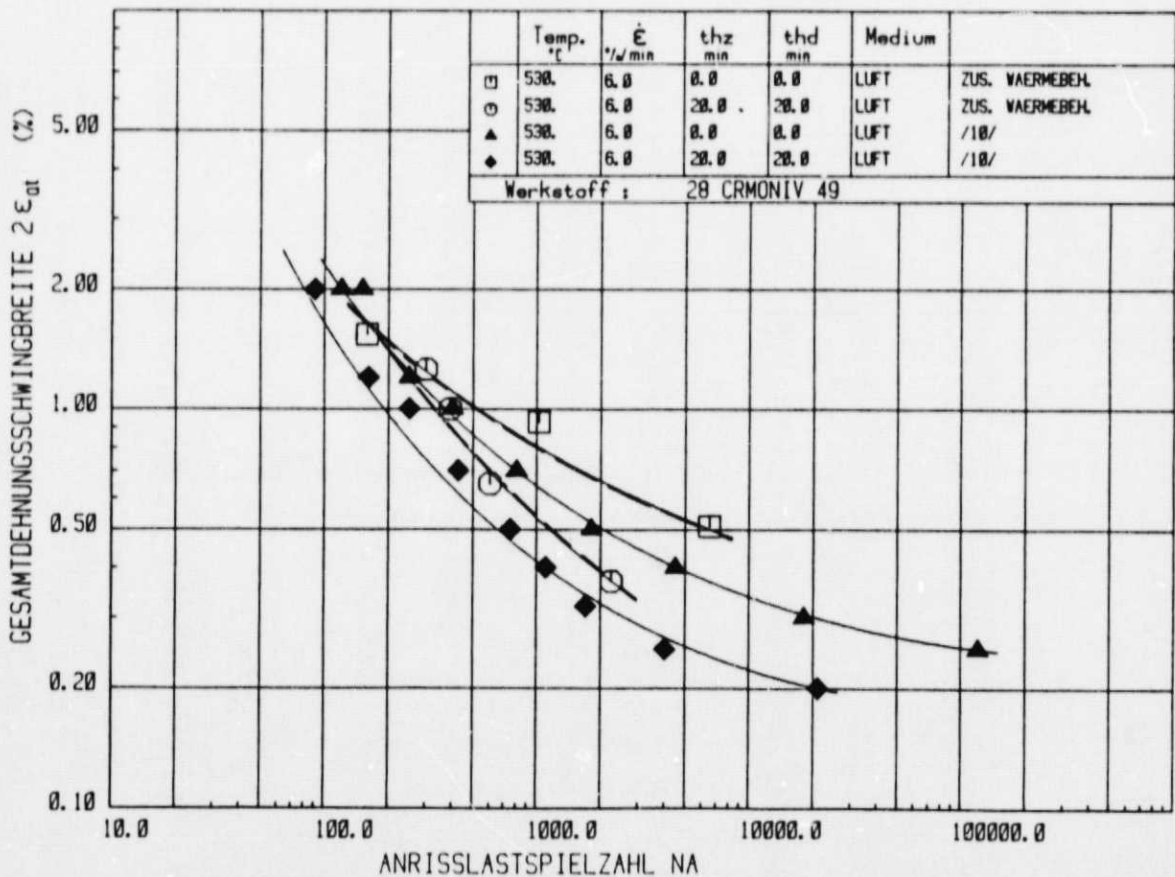


Bild 7.34: Anrißkennlinien des 28 CrMoNiV 49 (vergütet) und des zusätzlich wärmebehandelten 28 CrMoNiV 49 (ferritisch/perlitisch/bainitisch)

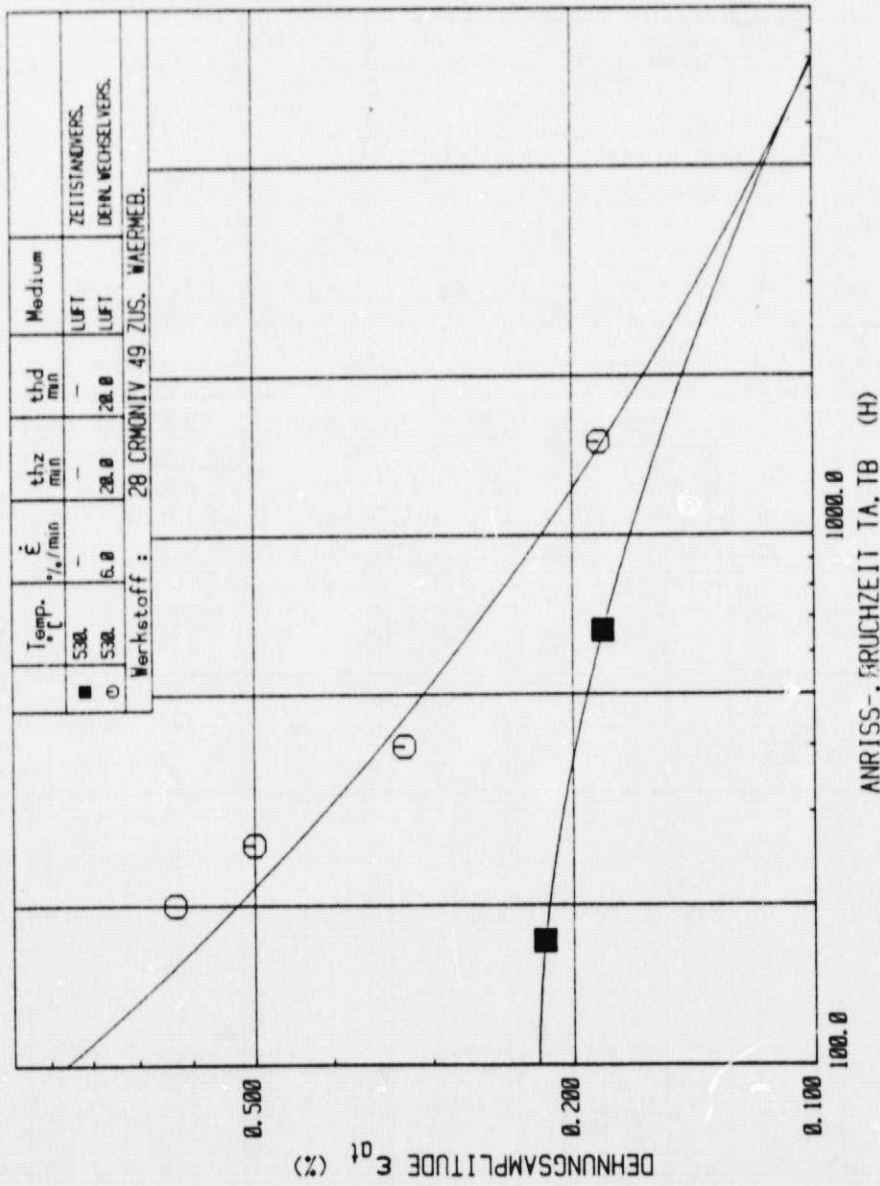


Bild 7.35: Vergleich, Zeitstand- / Dehnungswechselversuch, 28 CrMoNiV 49, zusätzlich wärmebehandelt

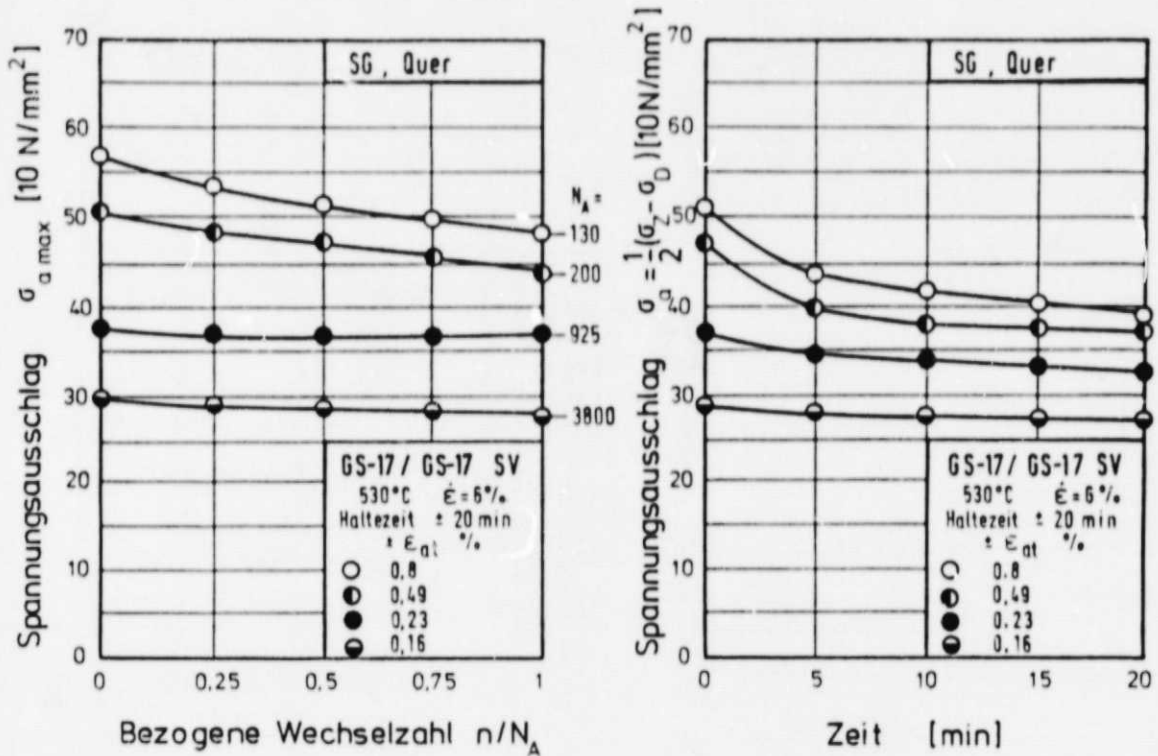


Bild 8.1.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$ , Schweißgut Hera CrMoV 3 Querprobe,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$ , Schweißverbindung GS-17 CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511 717 es/AHCS

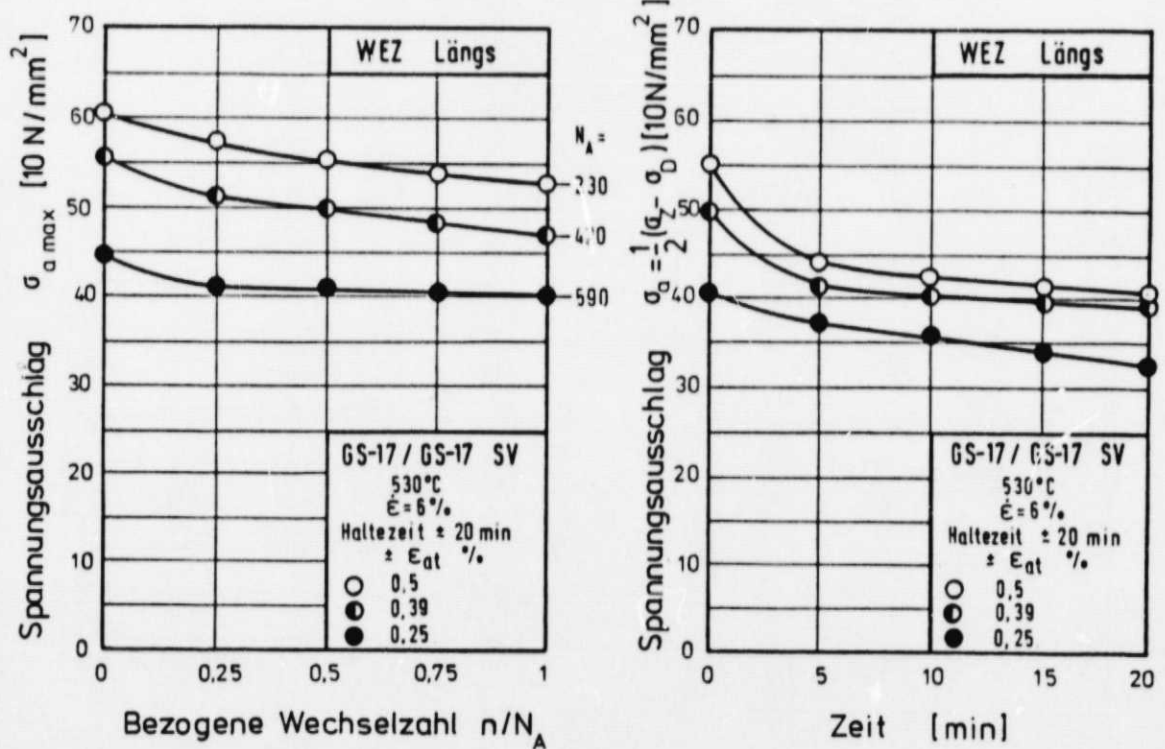


Bild 8.2: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$ , Wärmeeinflußzone Längsprobe,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min, Schweißverbindung GS-17 CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511 717 es/AHCS



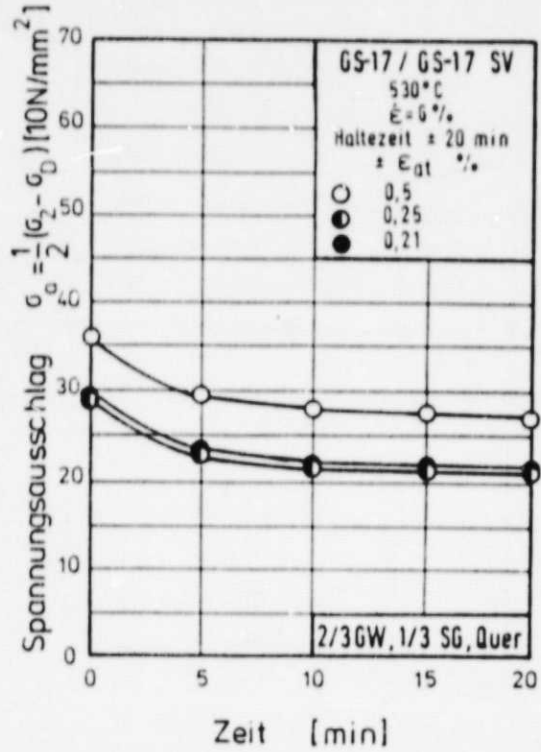
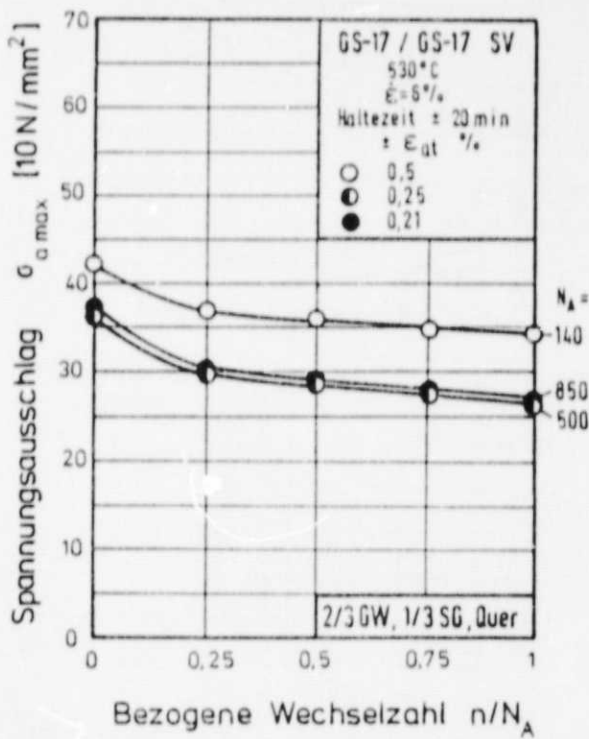


Bild 8.3a: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$ , Querproben 2/3 GW 1/3 SG,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $T = 530^\circ\text{C}$  Schweißverbindung GS-17 CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511 717 es/AHCS

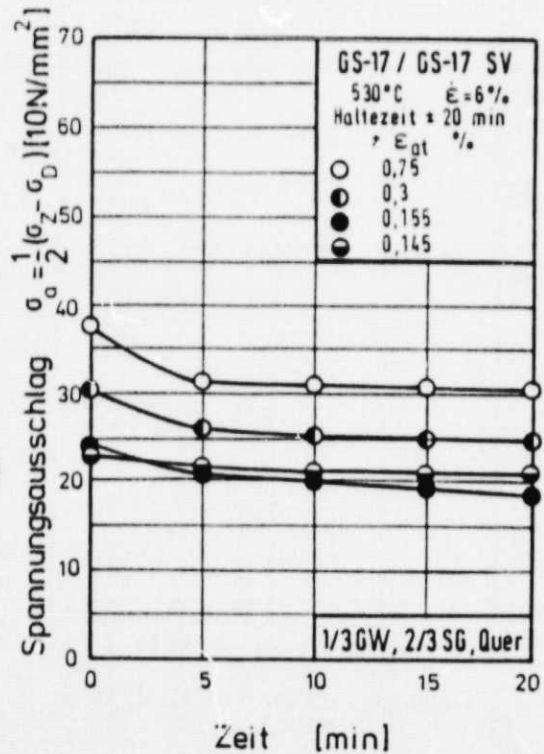
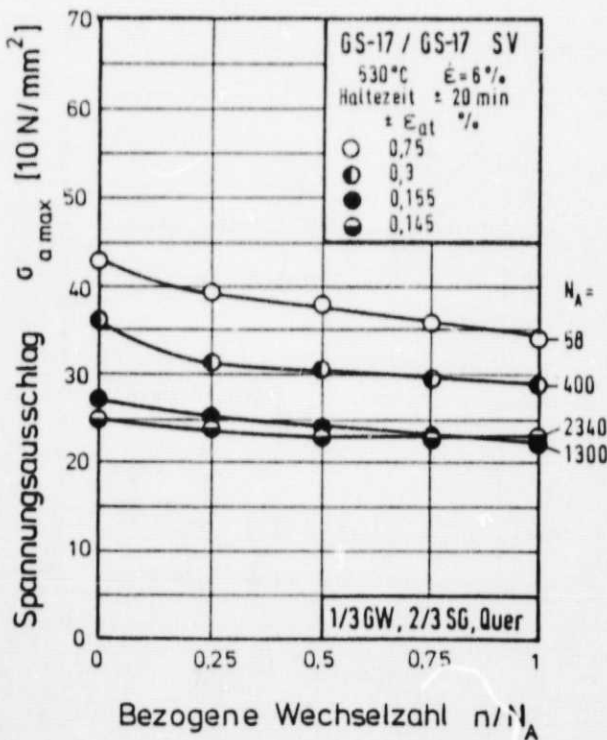


Bild 8.3b: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$ , Querproben 1/3 GW 2/3 SG,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $T = 530^\circ\text{C}$  Schweißverbindung GS-17 CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511 717 es/AHCS



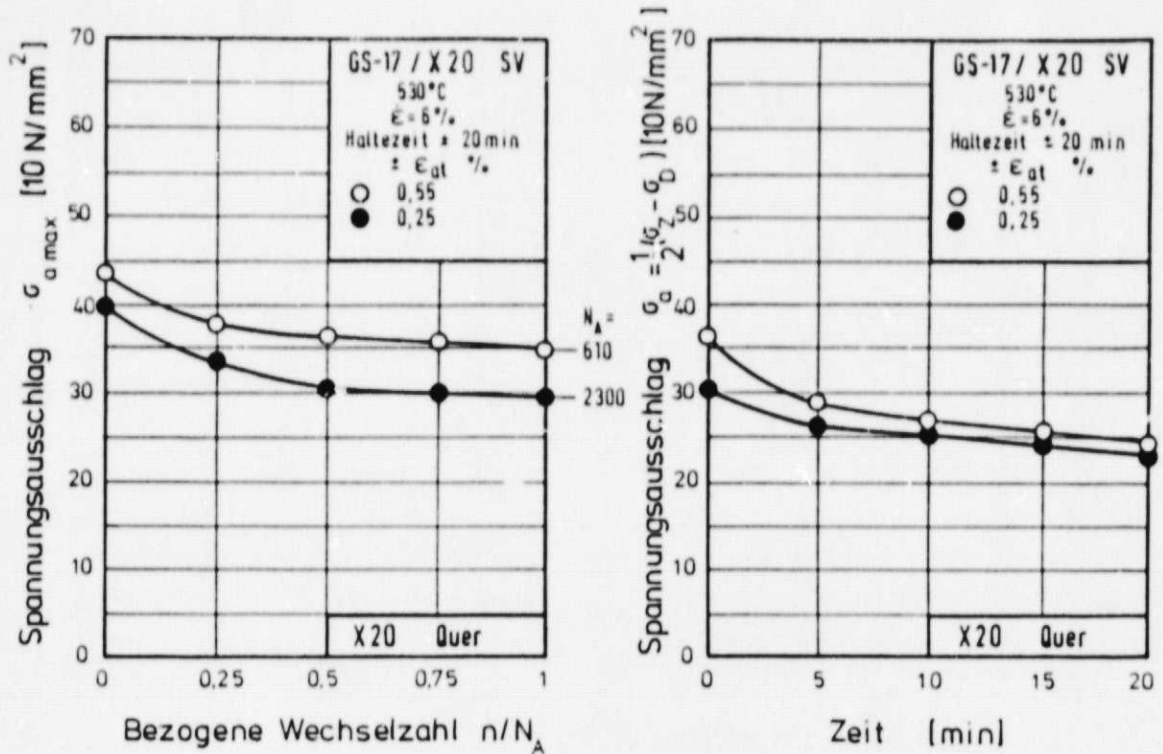


Bild 8.4: Verlauf des Spannungsaußschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$ , X20 CrMoV 121 Querproben,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$  Schweißverbindung X20 CrMoV 121 / GS-17CrMoV 511

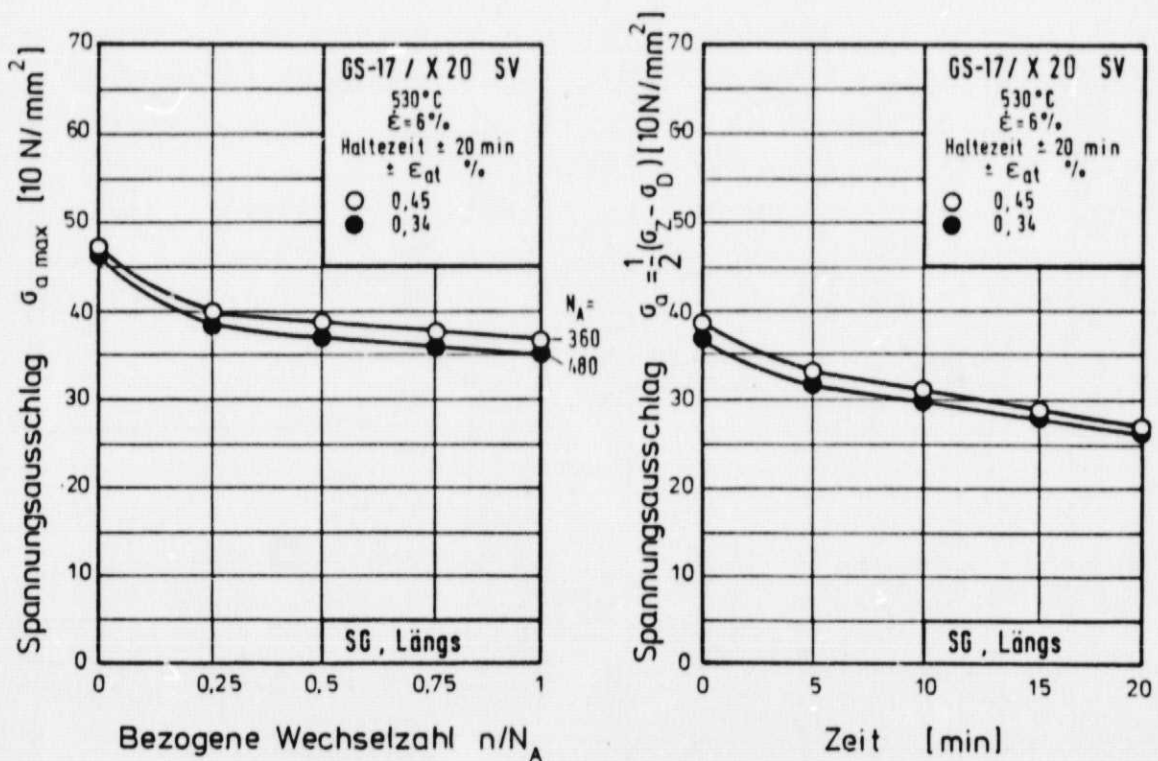


Bild 8.5a: Verlauf des Spannungsaußschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  Schweißgut OEN 125 Längsproben,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$ , Schweißverbindung X20 CrMoV 121/GS-17 CrMoV 511

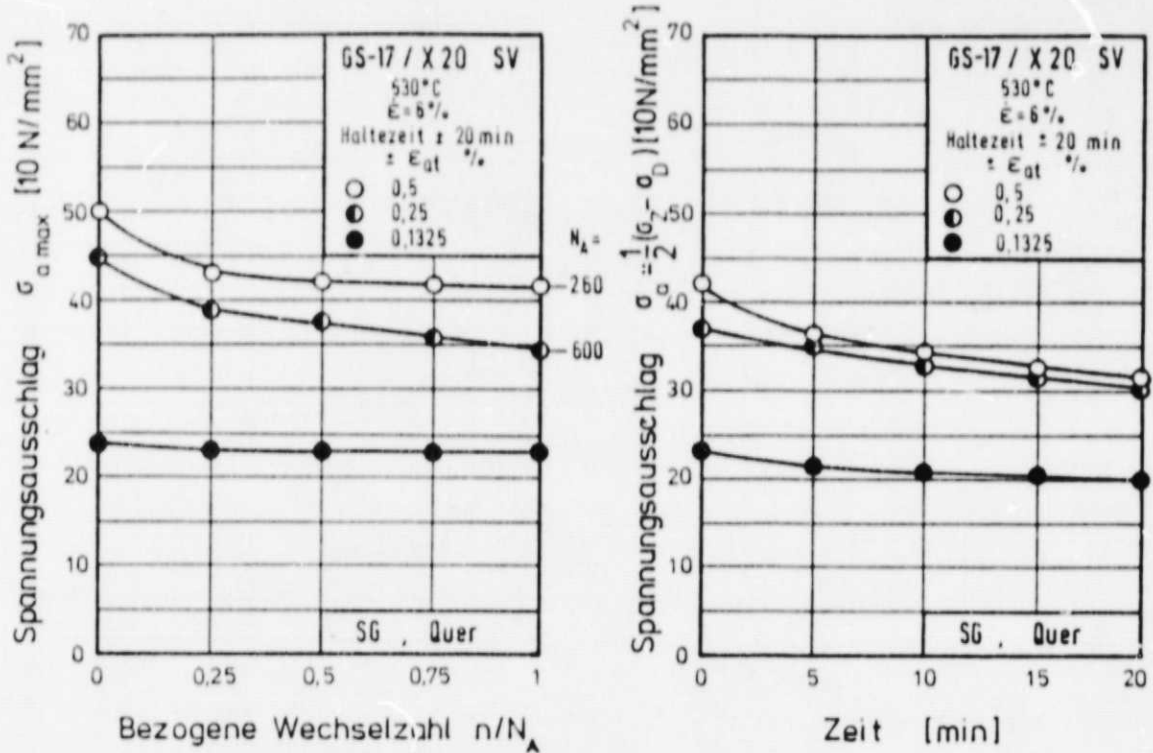


Bild 8.5b: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$ , Schweißgut OEN 125, Querproben,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$ , Schweißverbindung GS-17 CrMoV 511

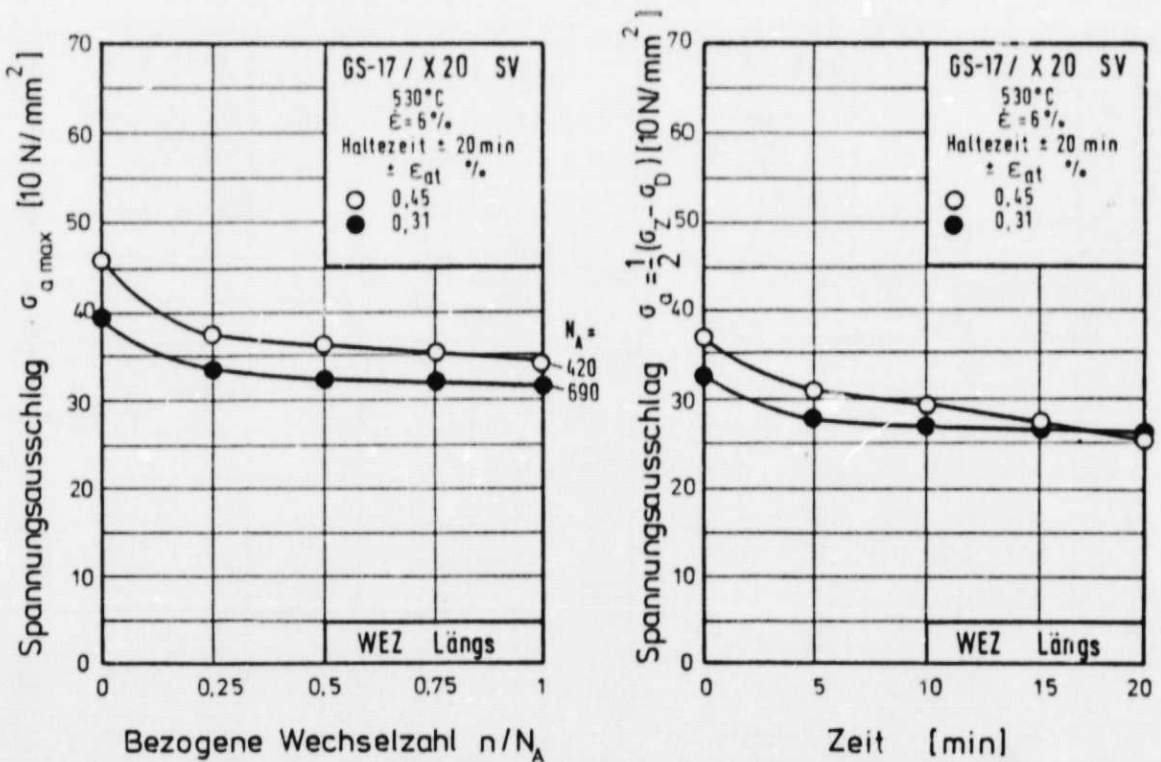
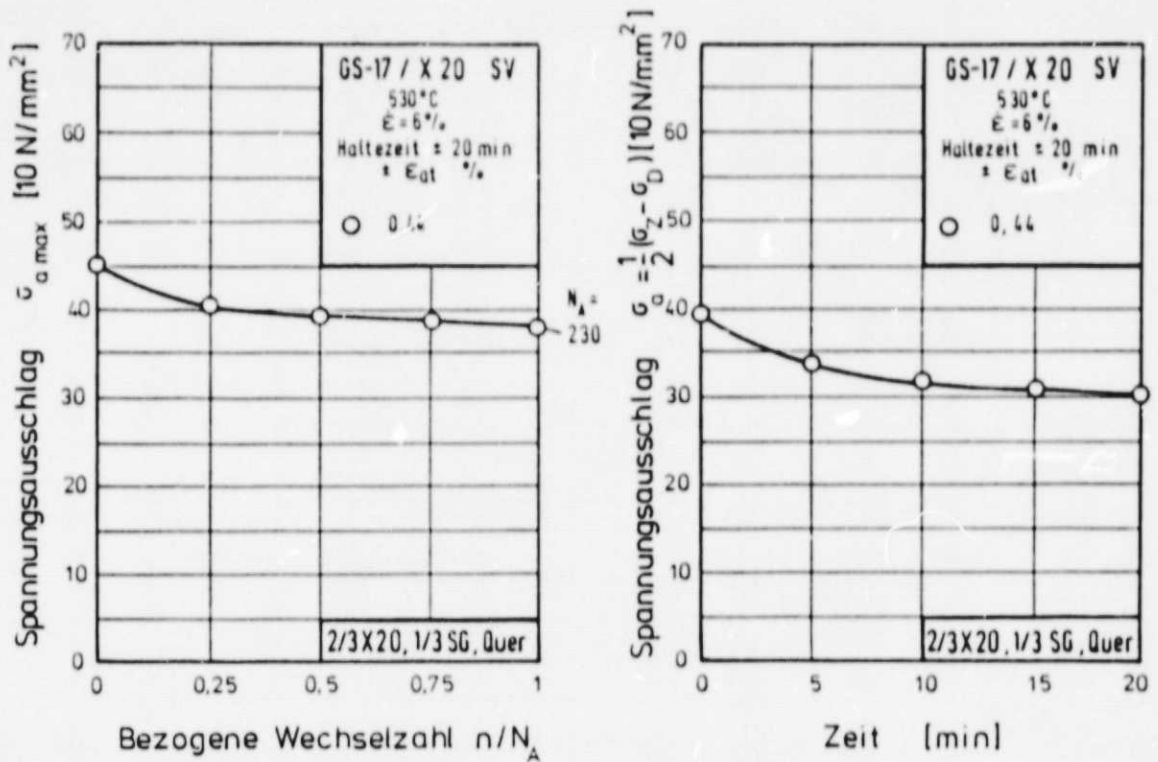
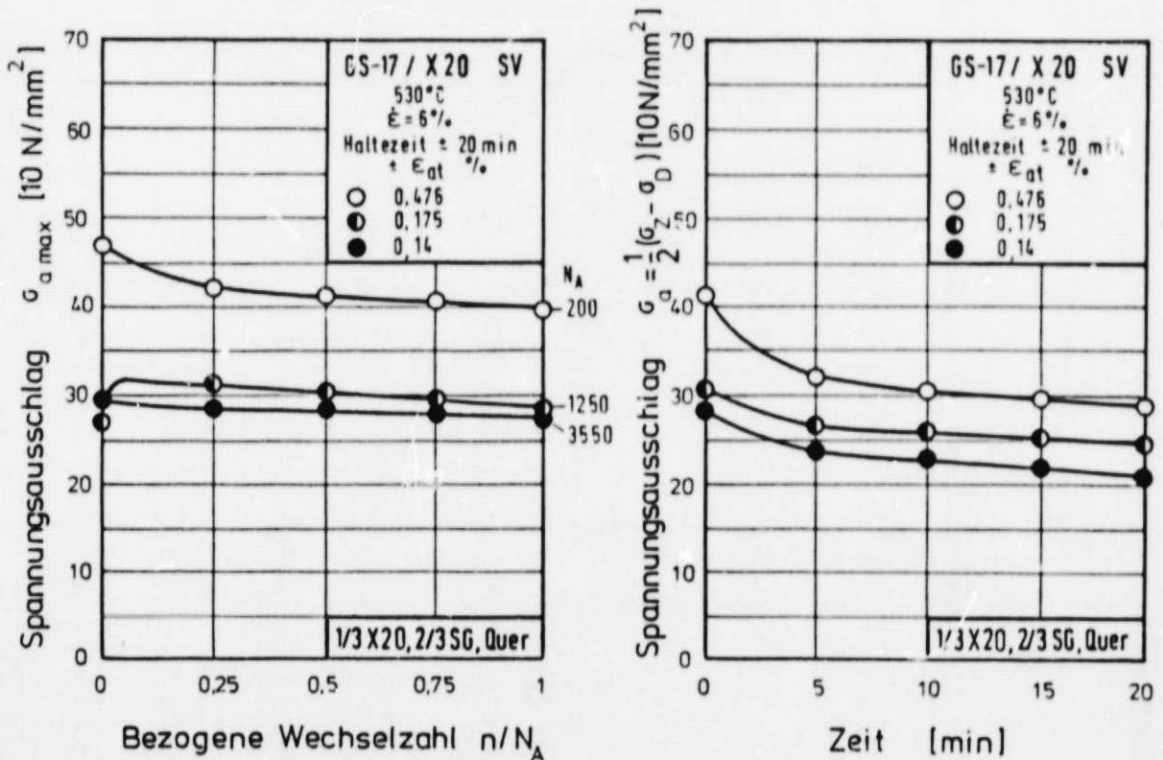


Bild 8.6.: Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$ , WEZ Längsproben,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$ , Schweißverbindung X20 CrMoV 121/GS-17 CrMoV 511



**Bild 8.7a:** Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  Querproben 2/3 X 20, 1/3 SG,  $t_{H2} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$ , Schweißverbindung X 20 CrMoV 121/GS-17 CrMoV 511



**Bild 8.7b:** Verlauf des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$  bzw. Relaxationskurve bei  $n/N_A = 0,5$ , Querproben 1/3 X 20 2/3 SG,  $t_{H2} = t_{HD} = 20$  min,  $T = 530^\circ\text{C}$ , Schweißverbindung X 20 CrMoV 121/GS-17 CrMoV 511

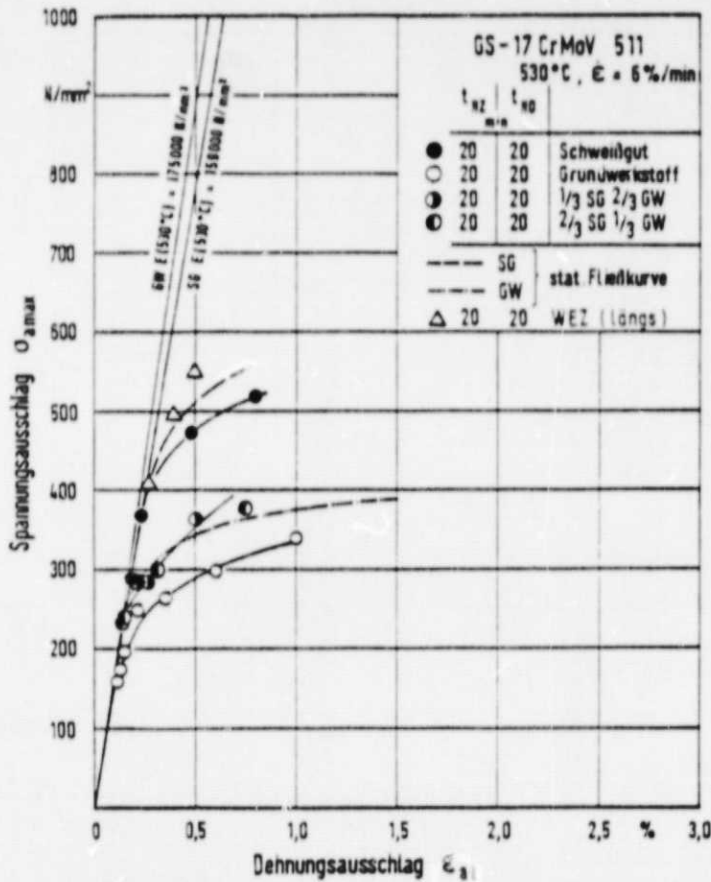


Bild 8.8.: Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurven, Schweißverbindung GS-17 CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511 717 es/AHCS

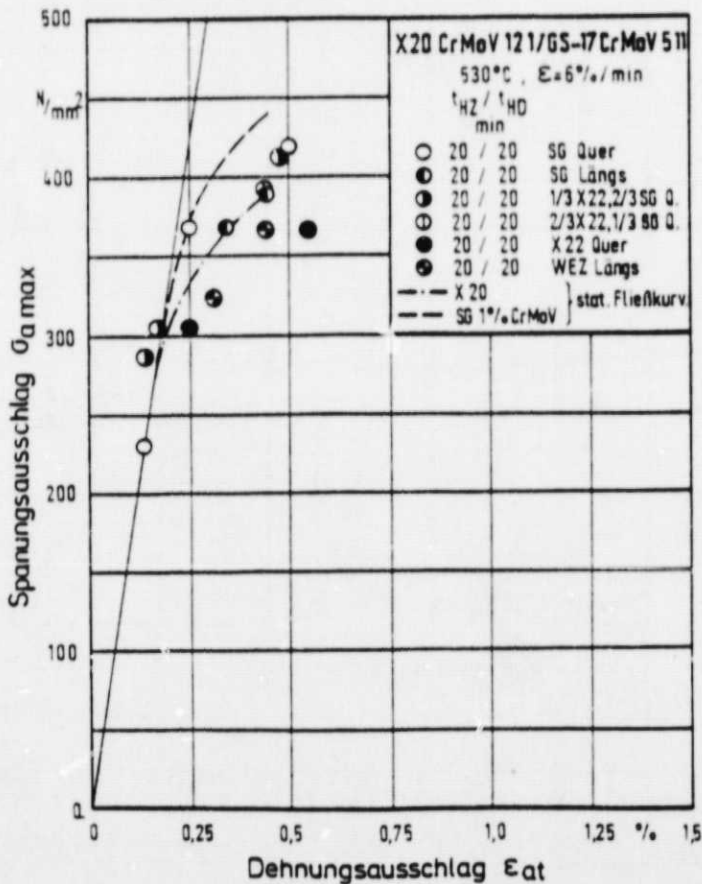


Bild 8.9.: Zyklische ( $n/N_A = 0,5$ ) und statische Fließkurven, Schweißverbindung X20 CrMoV 121/GS-17 CrMoV 511

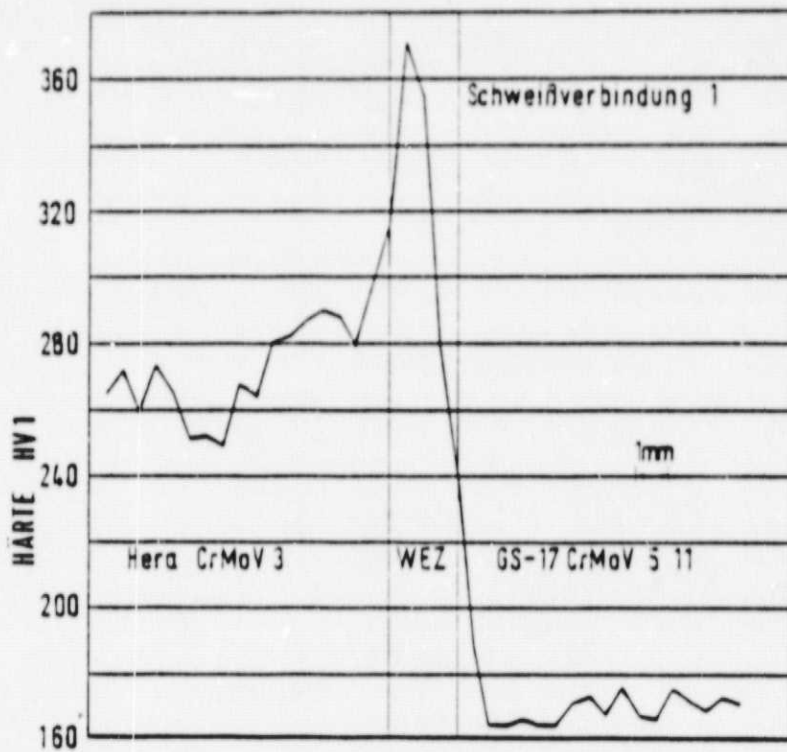


Bild 8.10 : Härteverlauf Schweißverbindung GS-17 CrMoV 5 11/GS-17 CrMoV 5 11 717 es/AHCS

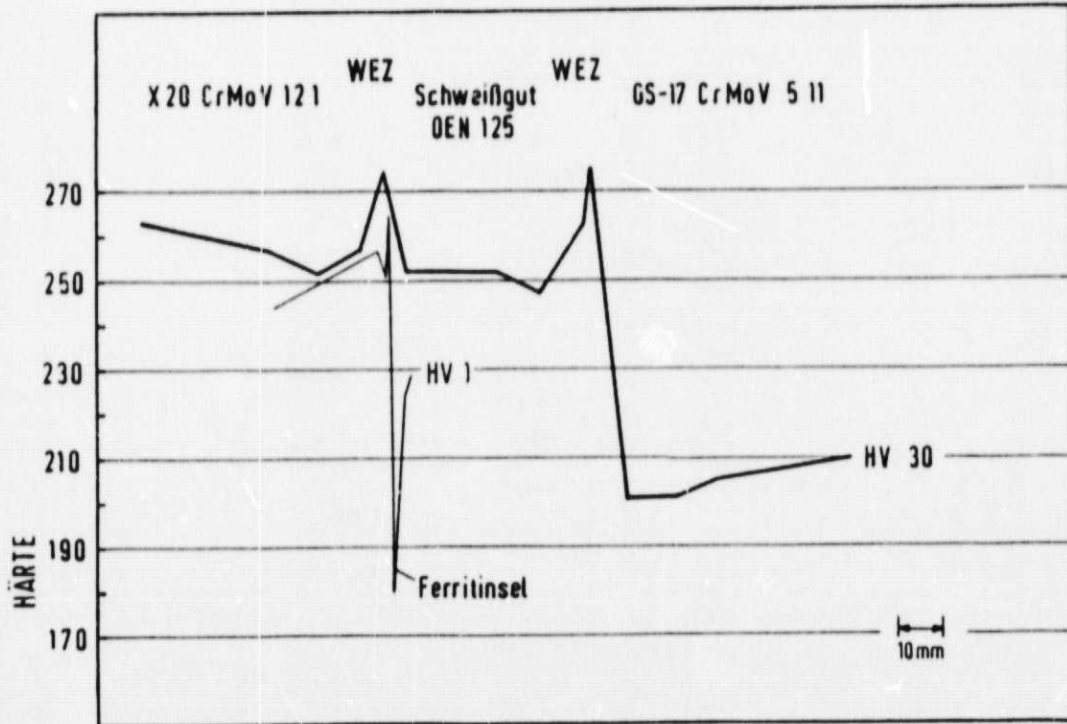


Bild 8.11 : Härteverlauf Schweißverbindung X 20 CrMoV 12 1/GS-17 CrMoV 5 11



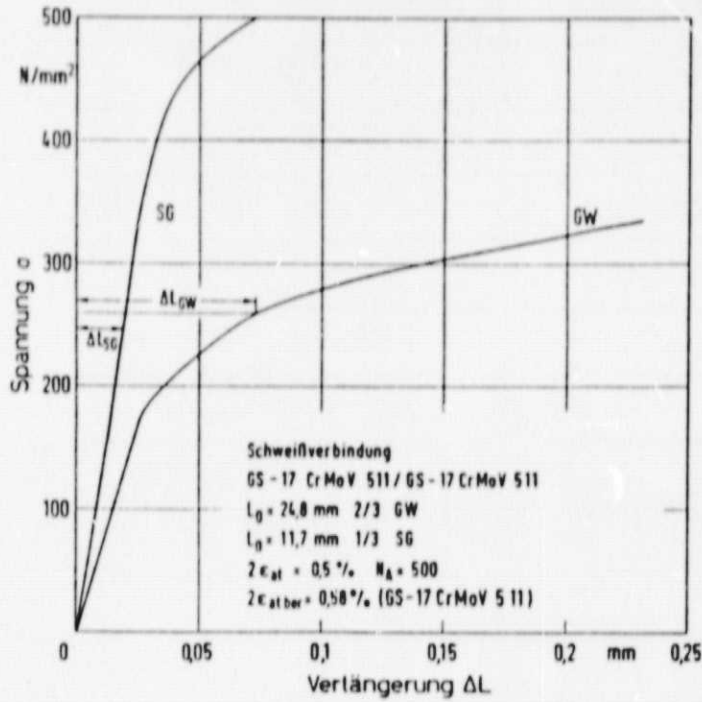


Bild 8.12.: Bezogene Fließkurven für die Berechnung der Dehnungskonzentration

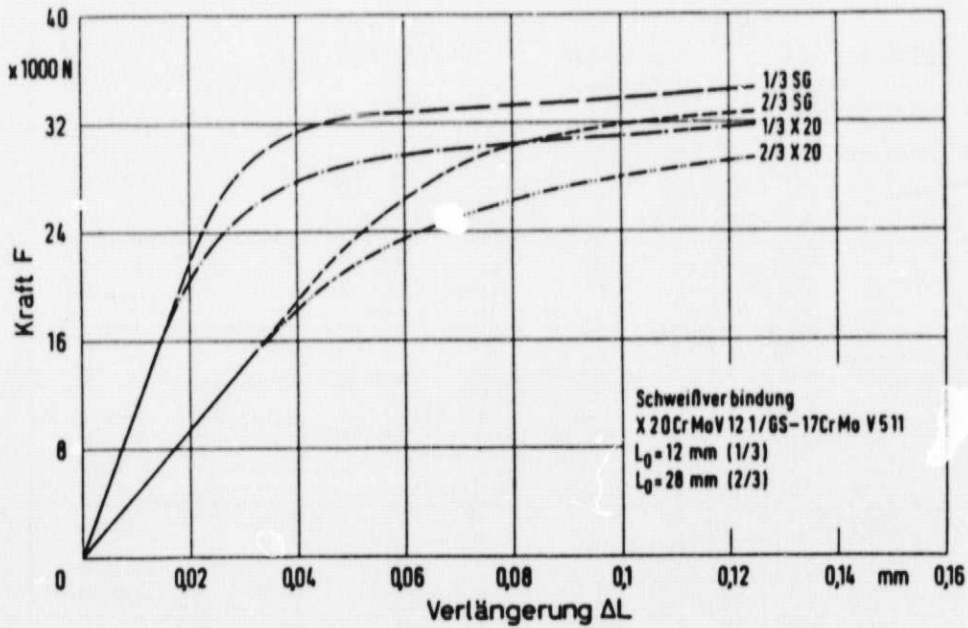


Bild 8.13: Bezogene Fließkurven für die Berechnung der Dehnungskonzentration



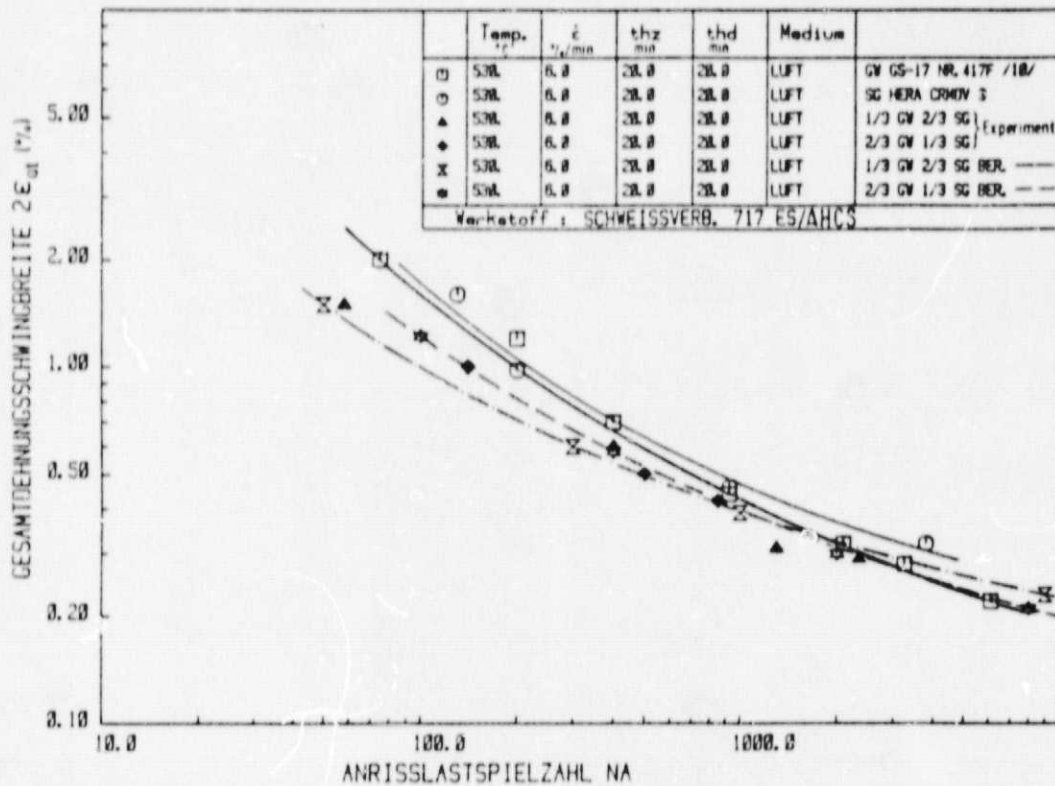


Bild 8.14.: Anrißkennlinien der Schweißverbindung GS-17 CrMoV 5 11/GS-17 CrMoV 5 11 es/AHCS. Gesamtdehnungsschwingbreite (integral über Meßschneiden aufgebracht) in Abhängigkeit von der experimentell bzw. rechnerisch ermittelten Anrißlastspielzahl

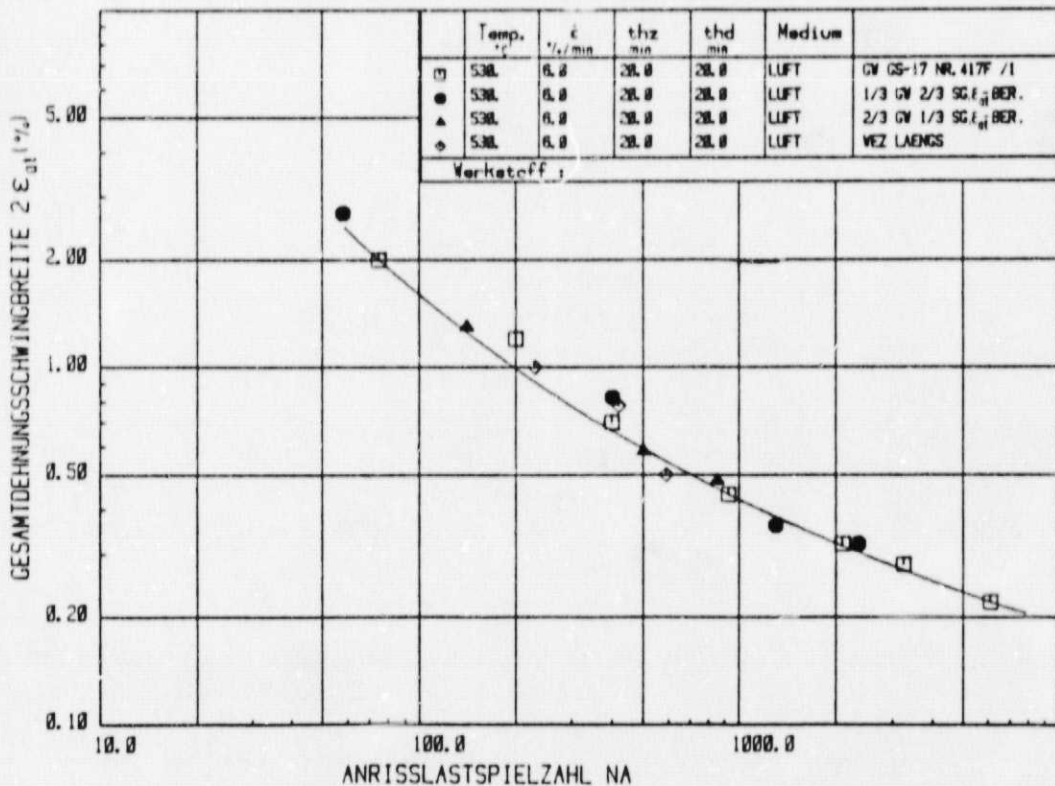


Bild 8.15.: Zuordnung der rechnerisch ermittelten Dehnungskonzentration und der dazugehörigen experimentellen Anrißlastspielzahlen zur Anrißkennlinie des Grundwerkstoffes GS-17 CrMoV 511 417 f. Schweißverbindung GS-17CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511 717 es/AHCS

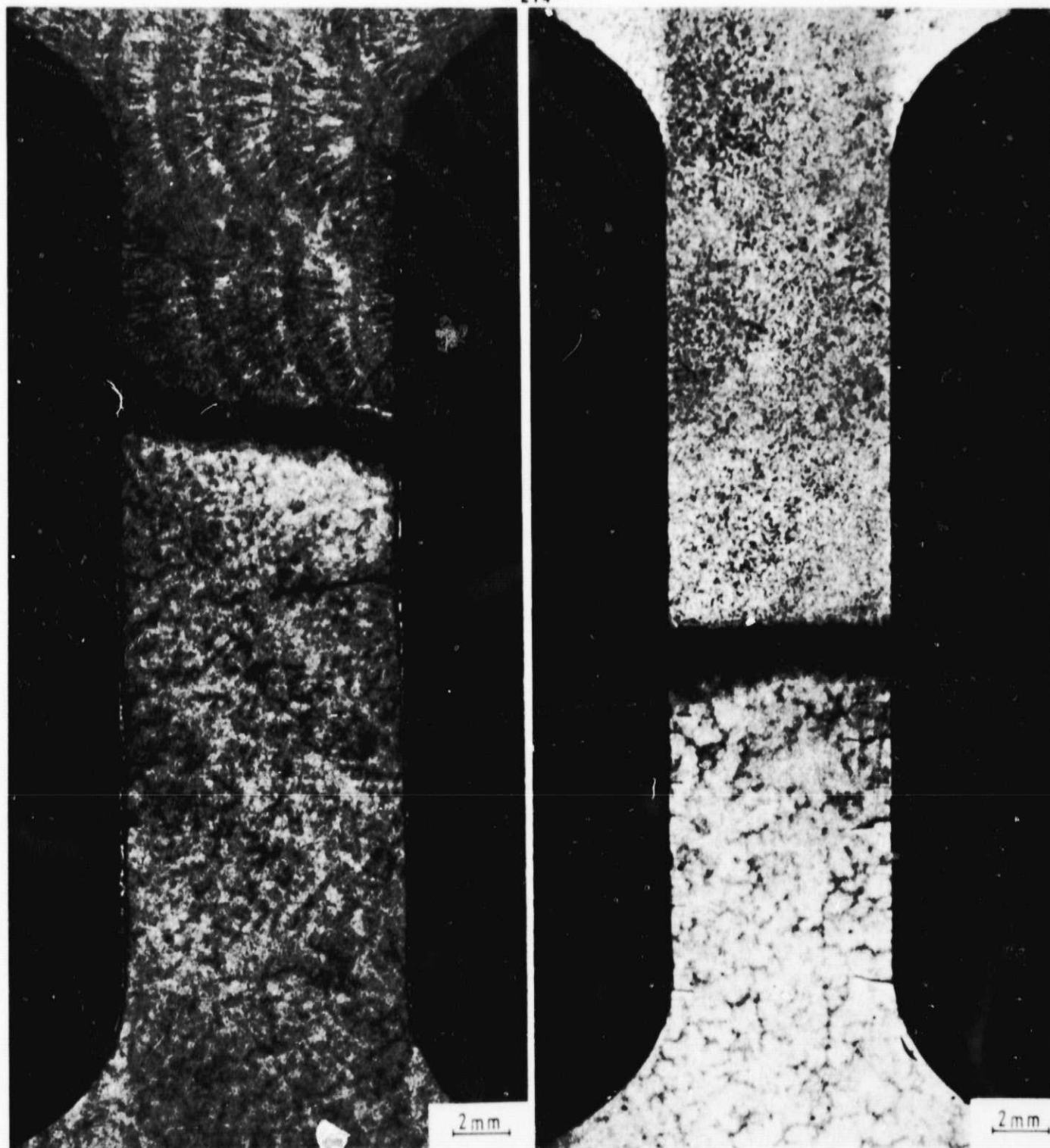


Bild 8.16.: Anrißbildung bei den Querschweißproben der Schweiß-  
 verbindung GS-17 CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511 717 es/AHCS  
 links:  $2 \epsilon_{at} = 0,42\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 850$   
 berechnete Dehnungskonzentration:  
 $2 \epsilon_{at SG} = 0,3\%$   
 $2 \epsilon_{at GW} = 0,48\%$   
 rechts:  $2 \epsilon_{at} = 0,29\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 2340$   
 berechnete Dehnungskonzentration:  
 $2 \epsilon_{at SG} = 0,26\%$   
 $2 \epsilon_{at GW} = 0,32\%$

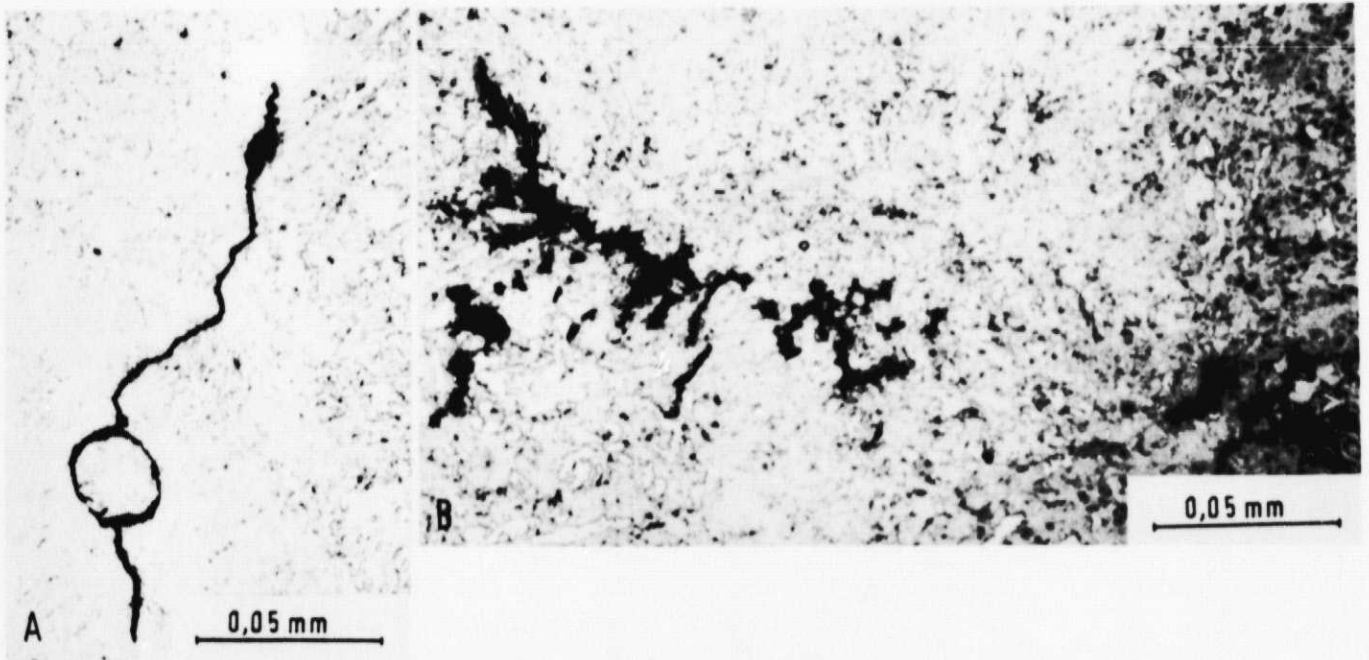
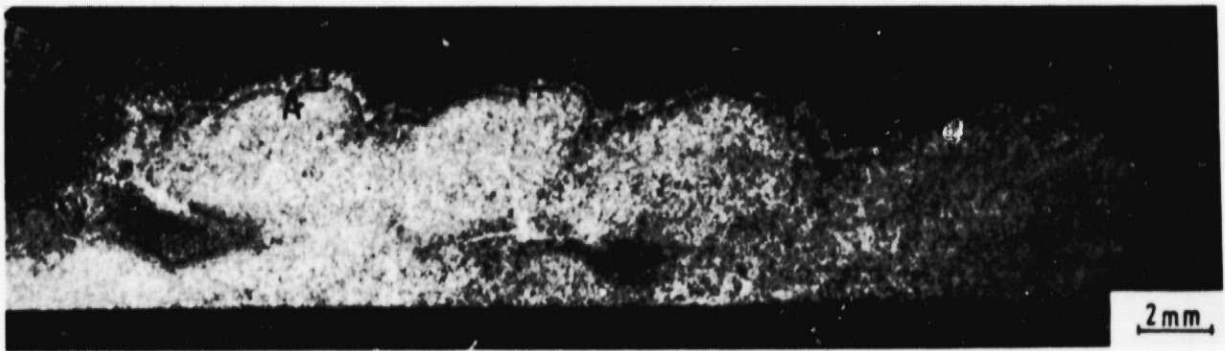
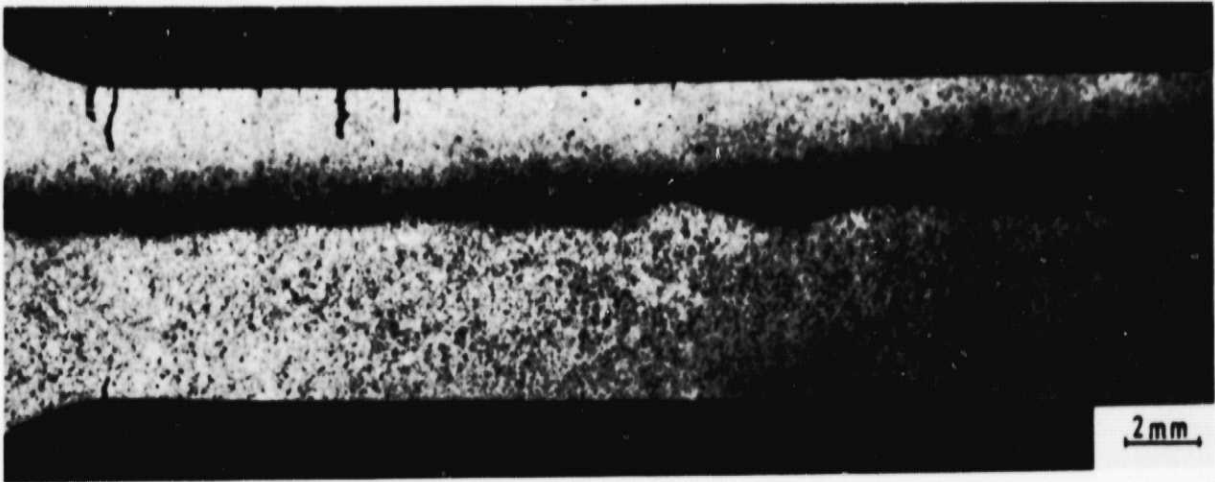


Bild 8.17.: Längsschliff durch WEZ-Längsprobe,  $2\epsilon_{at} = 0,78\%$ ,  
 $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 420$   
Schweißverbindung GS-17 CrMoV 511/GS-17 CrMoV 511,  
717 es/AHCS

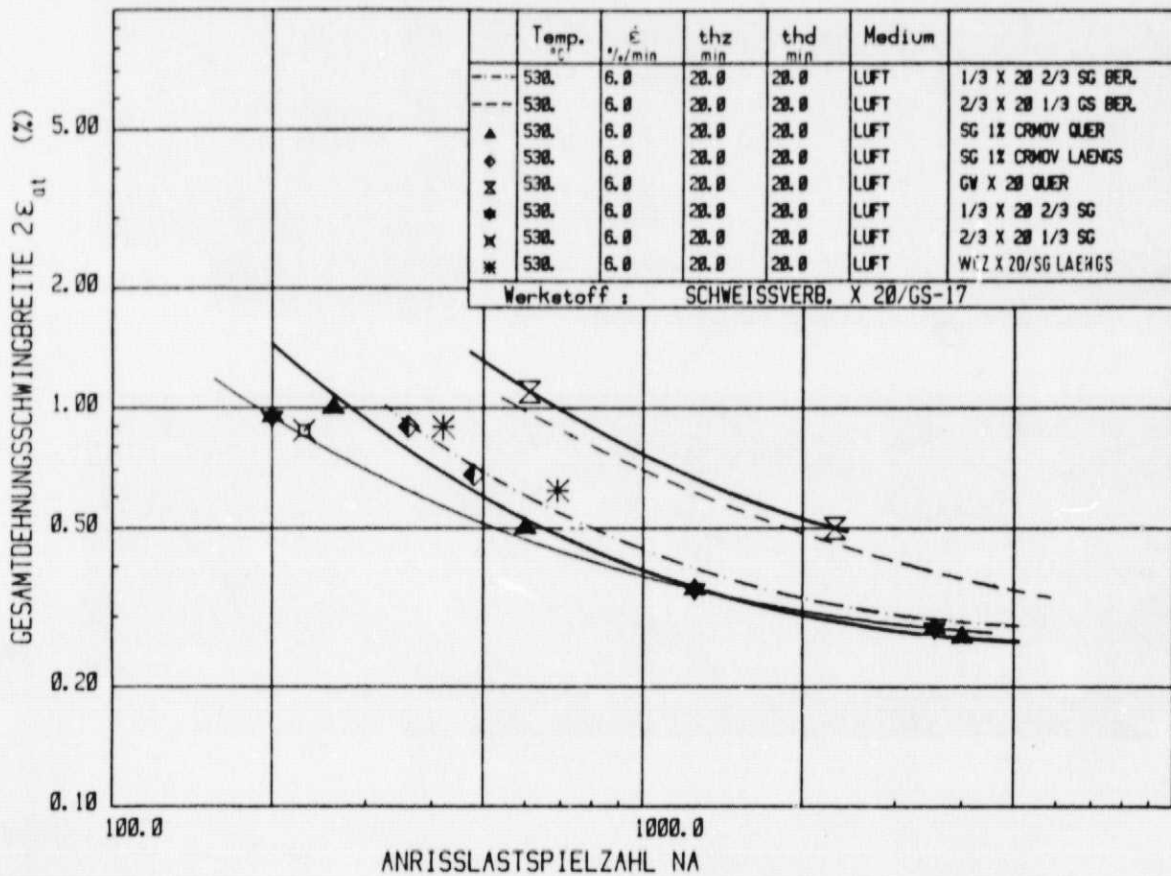


Bild 8.18.: Anrißkennlinien der Schweißverbindung X 20 CrMoV 12 1 /GS-17 CrMoV 5 11. Gesamtdehnungsschwingbreite (integral über Meßschneiden aufgebracht) in Abhängigkeit von der experimentell bzw. rechnerisch ermittelten Anrißlastspielzahl



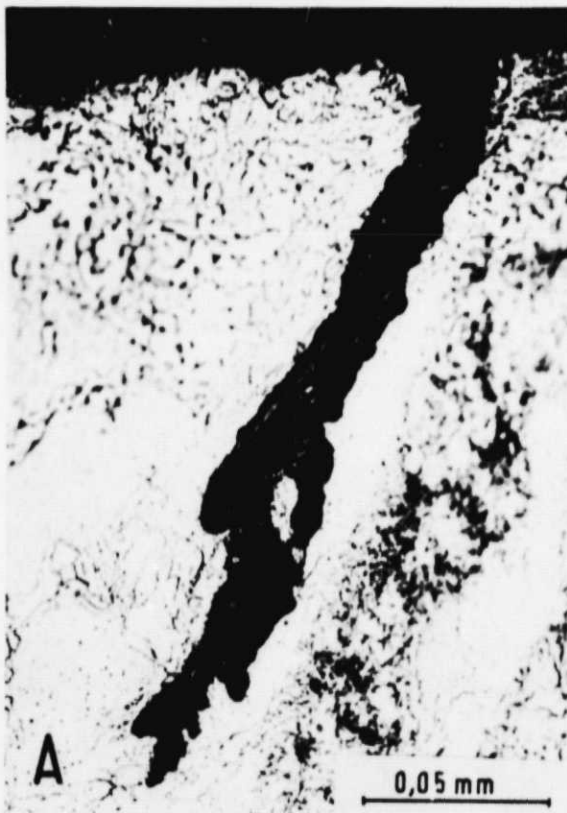
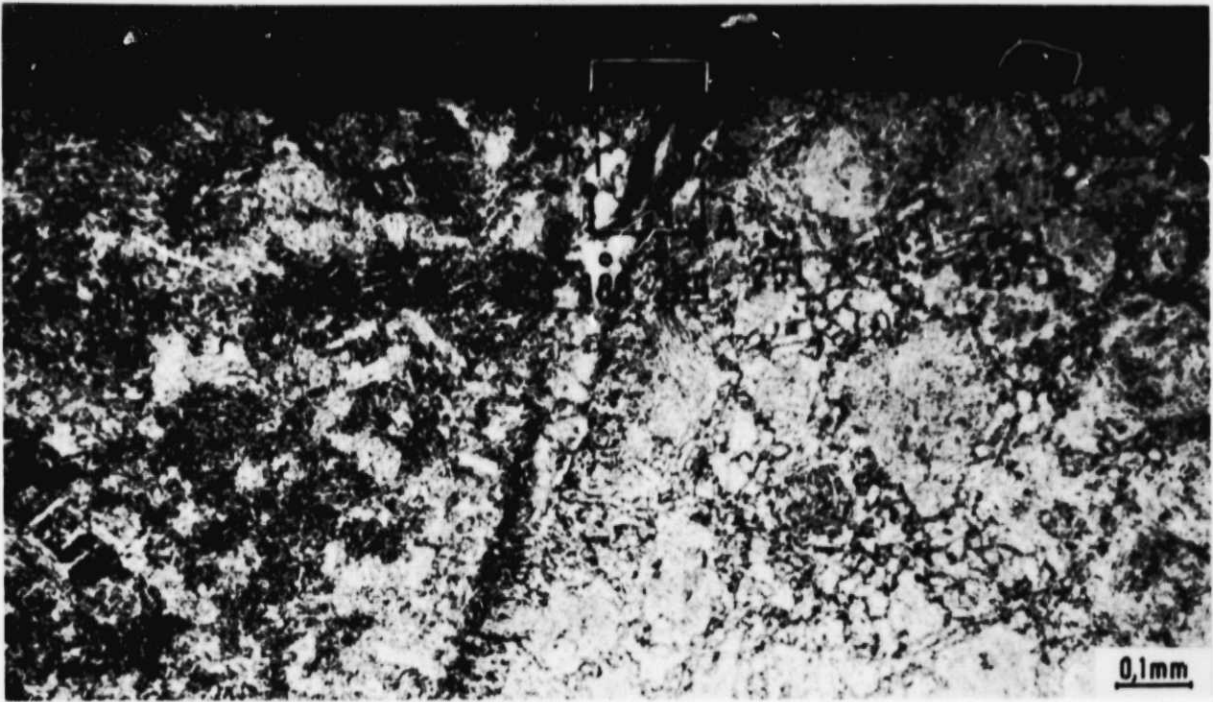
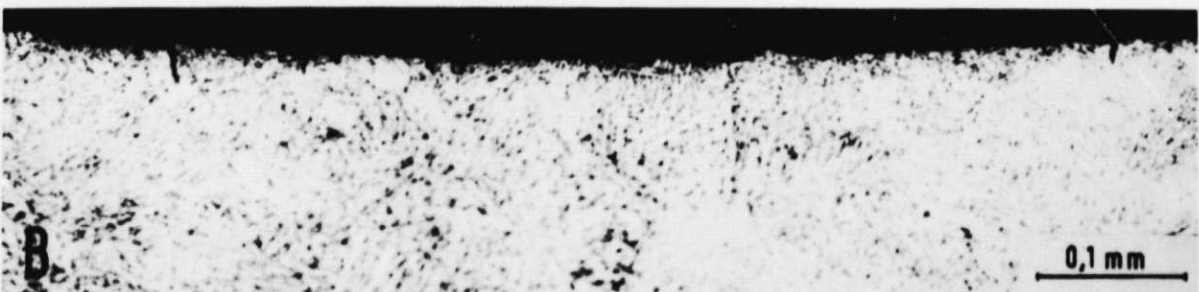
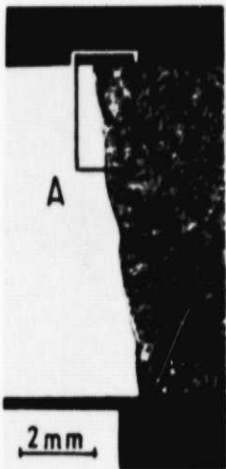


Bild 8.19: Anrißbildung bei einer  
Querschweißprobe (1/3 X 20, 2/3 SG)  
der Schweißverbindung X 20 CrMoV 12 1/  
GS-17 CrMoV 5 11  
 $2 \epsilon_{at} = 0,95 \%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 200$   
berechnete Dehnungskonzentration:  
 $2 \epsilon_{at \text{ SG}} = 0,6 \%$   
 $2 \epsilon_{at \text{ X 20}} = 2,2 \%$





auf Schweißgut geätzt

auf X20 CrMoV 12 1 geätzt



Bild 8.20: Anrißbildung bei einer Querschweißprobe (1/3 X20, 2/3 SG) der Schweißverbindung X 20 CrMoV 12 1 / GS-17 CrMoV 5 11  
 $2 \epsilon_{at} = 0,28\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 3550$   
 berechnete Dehnungskonzentration:  
 $2 \epsilon_{at \text{ SG}} = 0,36\%$   $2 \epsilon_{at \text{ X 20}} = 0,36\%$



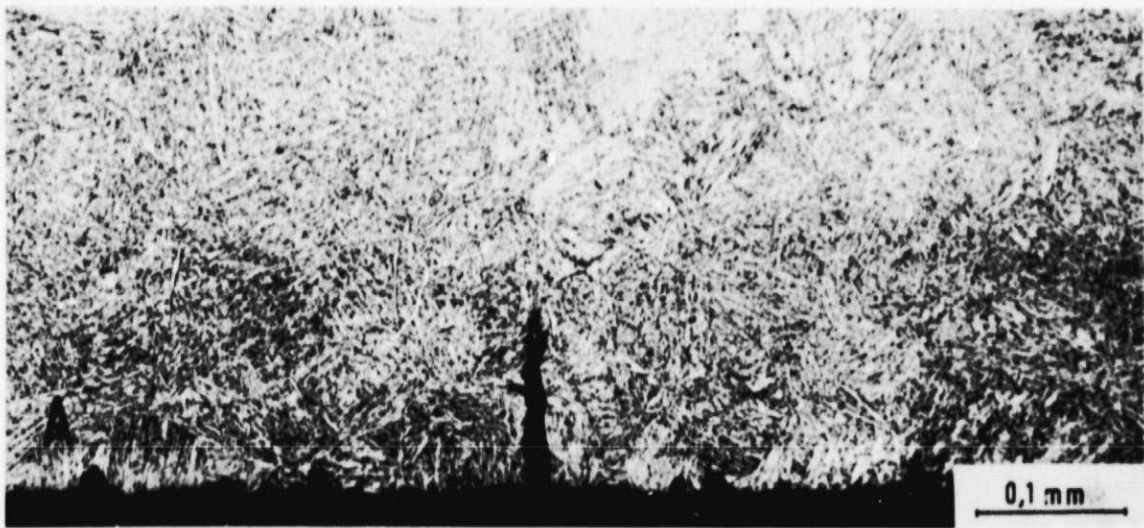
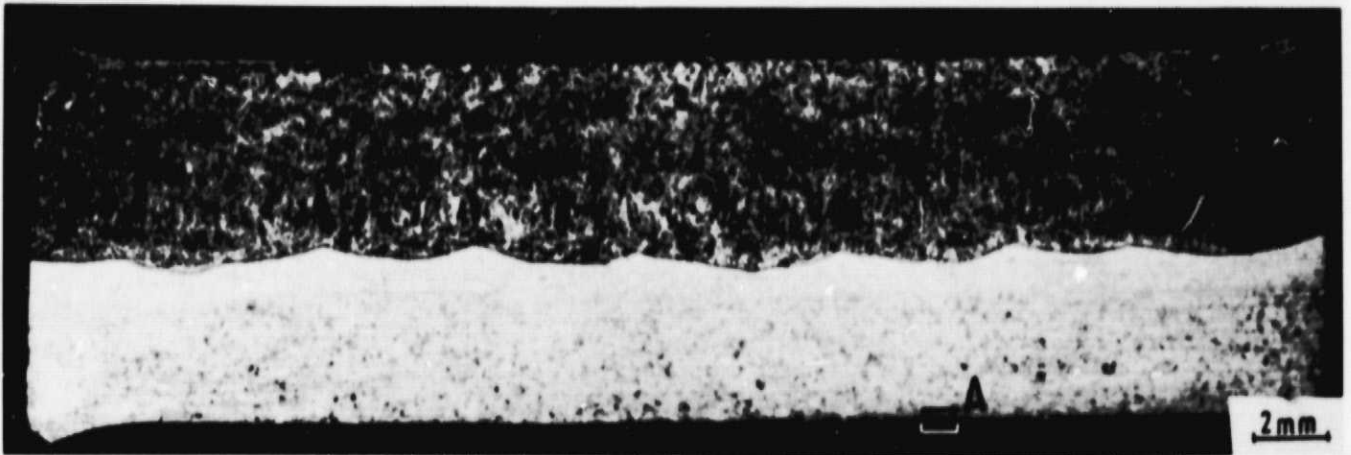
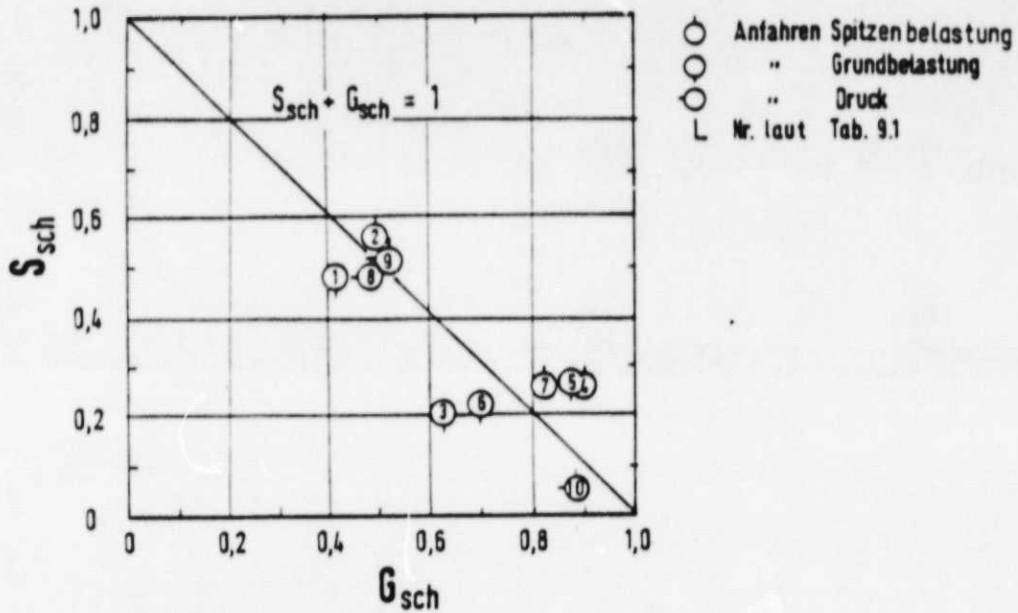


Bild 8.21.: Längsschliff durch WEZ-Längsprobe, Schweißverbindung  
X20 CrMoV 121/GS-17 CrMoV 511 X20 seitlg.  
 $2 \epsilon_{at} = 0,9\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 420$

# 28 CrMoNiV 49, 530 °C



## Schädigungsanteil:

$$S_{sch} = \text{Spitzenbeanspruchung} = n_{es} / N_{Aes}$$

$$G_{sch} = \text{Grundbeanspruchung} = n_{eg} / N_{Aeg}$$

Bild 9.1.: Lineare Schadensakkumulation von Spitzen- und Grundbeanspruchung, 28 CrMoNiV 49, 530 °C

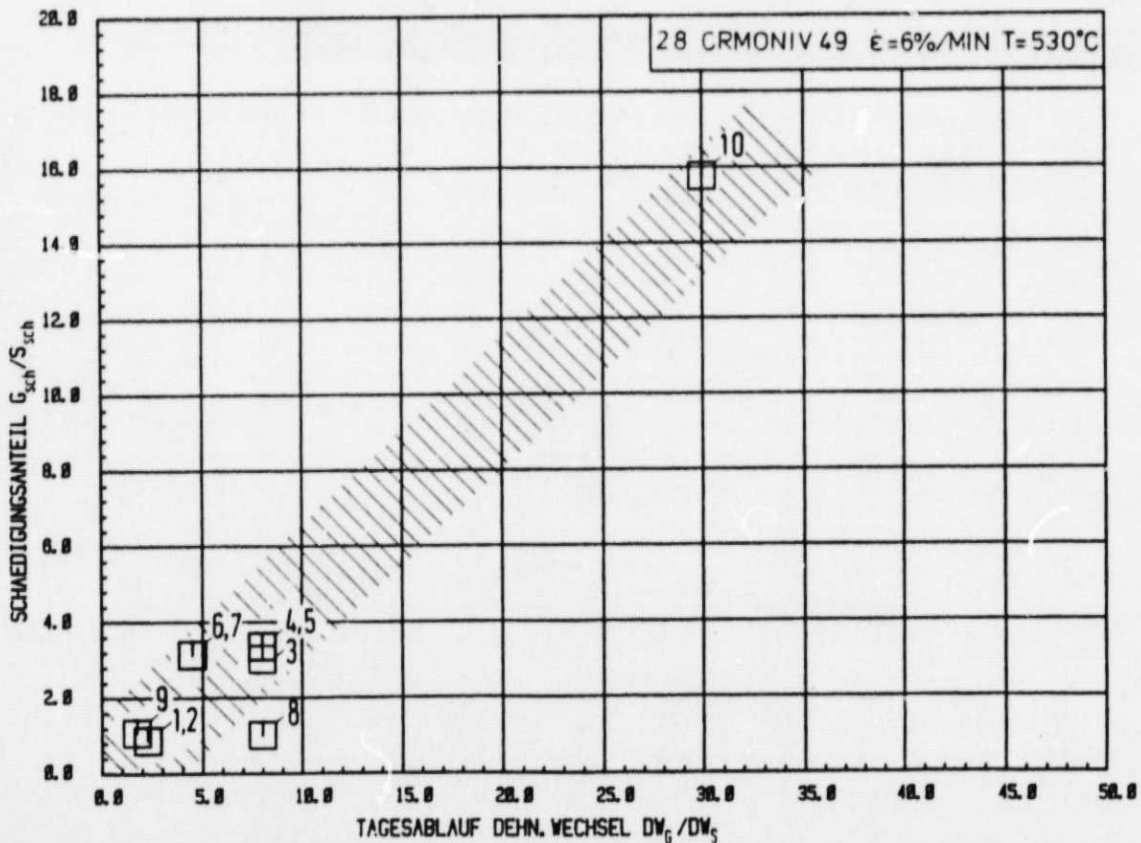


Bild 9.2.: Einfluß des Tagesablaufs auf die Schädigung

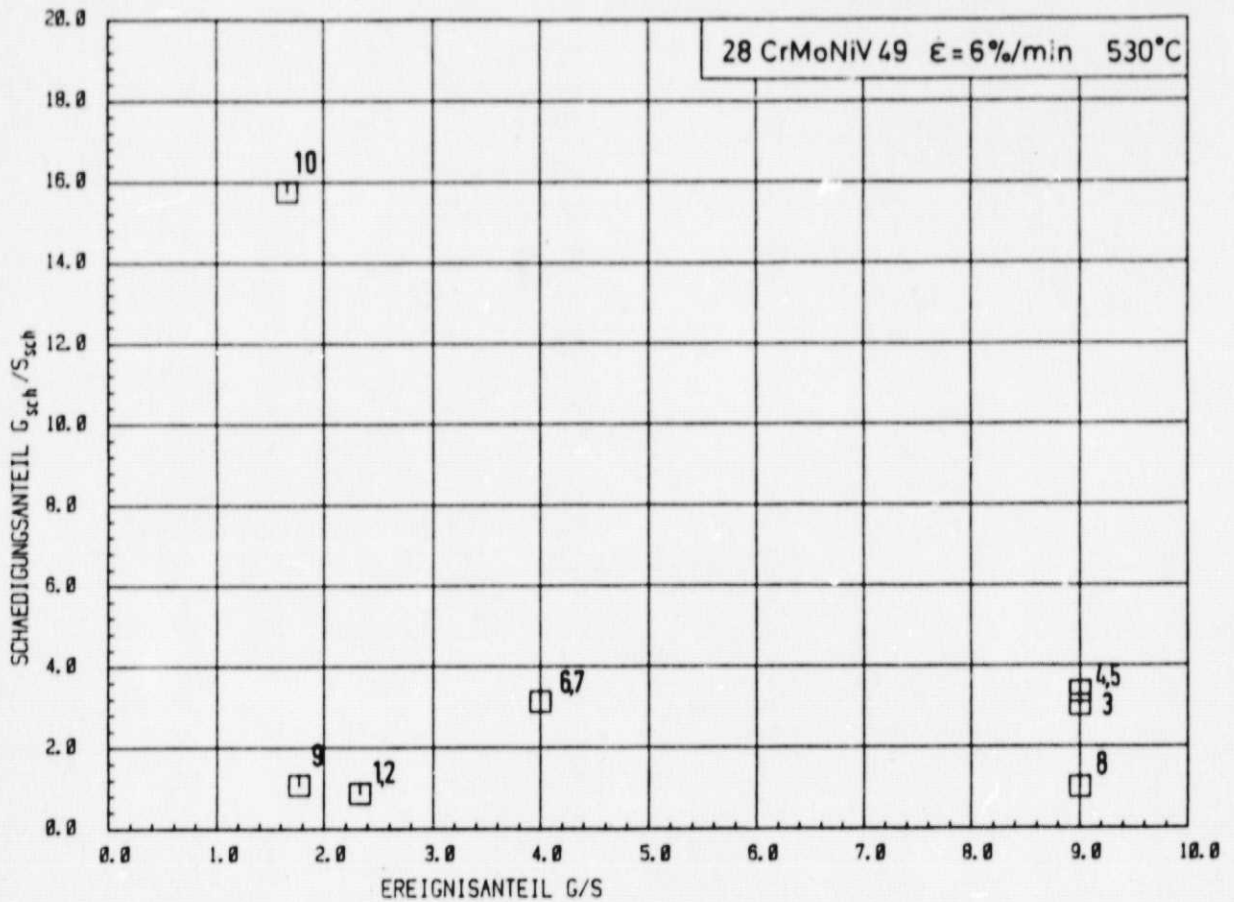


Bild 9.3: Abhängigkeit des Verhältnisses Schädigungsanteil Grundbeanspruchung zu Schädigungsanteil Spitzenbeanspruchung  $G_{sch}/S_{sch}$  in Abhängigkeit von dem Verhältnis Ereignisanteil Grundbeanspruchung zu Ereignisanteil Spitzenbeanspruchung  $G/S$ .

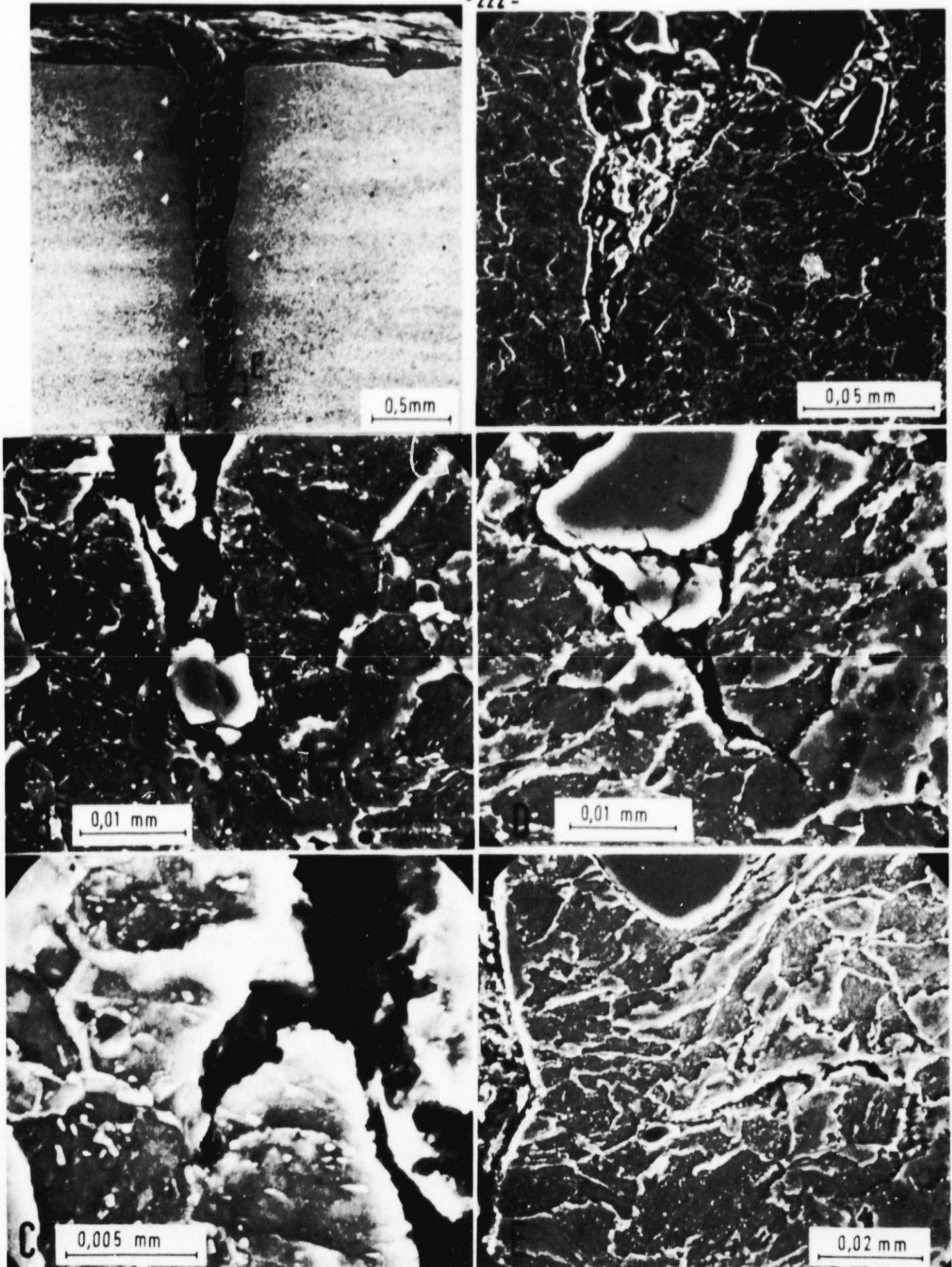


Bild 10.1.: Dokumentation des Ribverlaufs  
 $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 90 \text{ min}$ ,  $N_A = 4000$ ,  $t_A = 12 \text{ 000 h}$ , 28 CrMONiv 49,  $530^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 6\%/min$



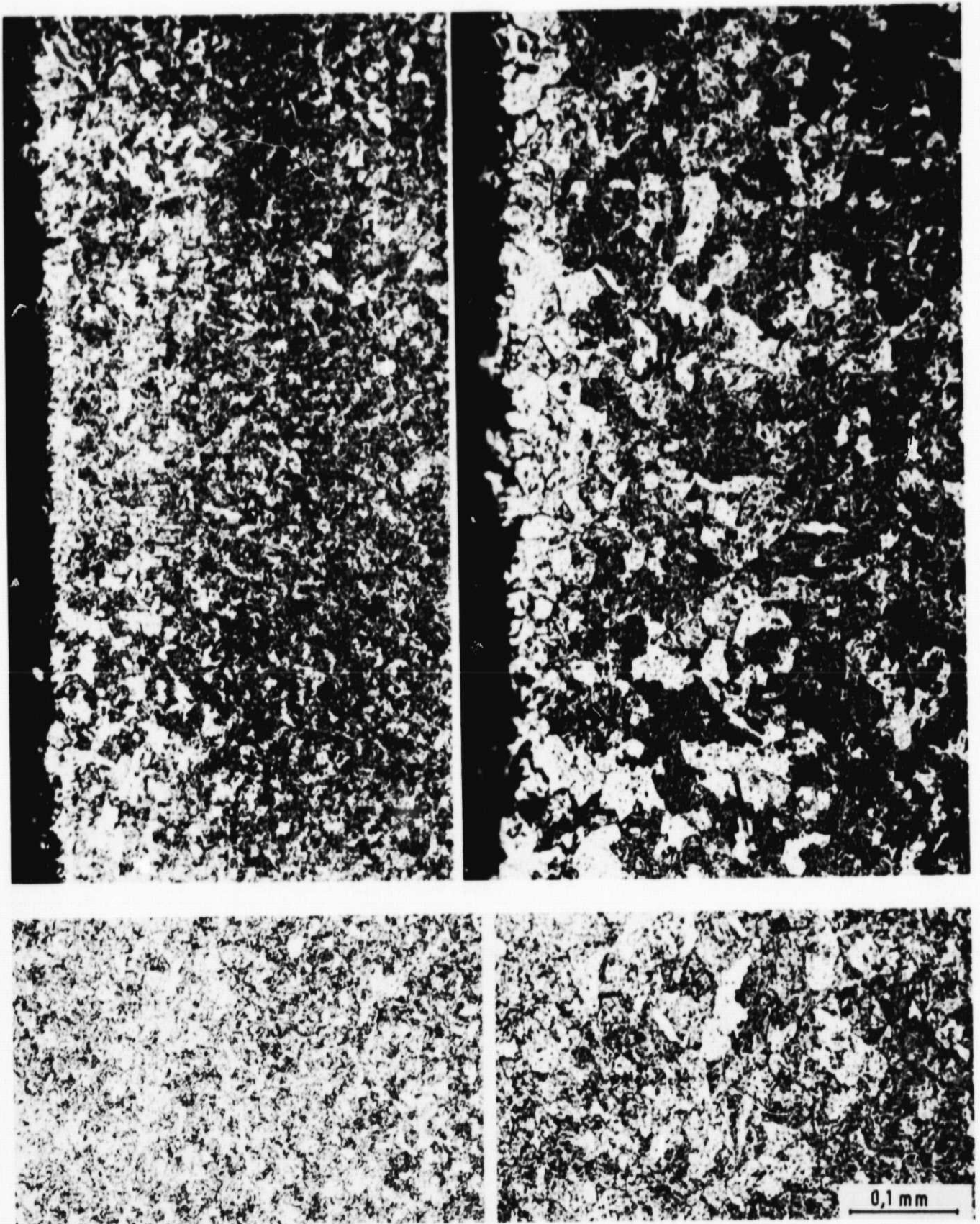


Bild 10.2: Gefügaufnahmen  
Obere Bildreihe: Probenrand, untere Bildreihe: Proben-  
mitte,  $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$ ,  $t_{H2} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $n = 20889$ ,  
 $t = 13\,926 \text{ h}$ , ohne Anriß ausgebaut, 28 CrMoNiV 49,  
 $530^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 6\%/min$ .

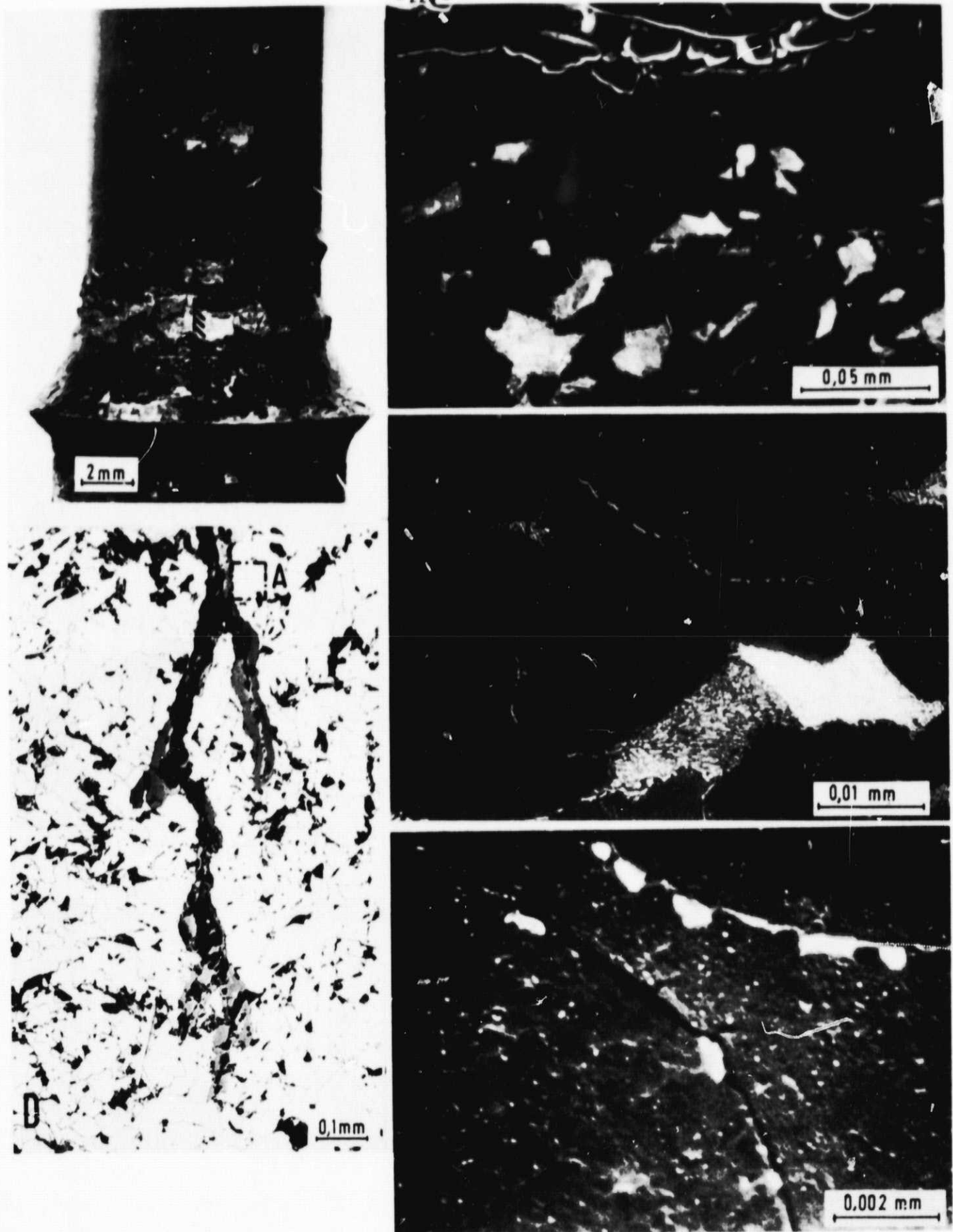


Bild 10.3.: Dokumentation des Ribverlaufs  
 $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$ ,  $t_{Hz} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 9500$ ,  
 $t_A = 6333 \text{ h}$ ,  $13 \text{ CrMo } 44$ ,  $530^\circ \text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 6\%/ \text{min}$



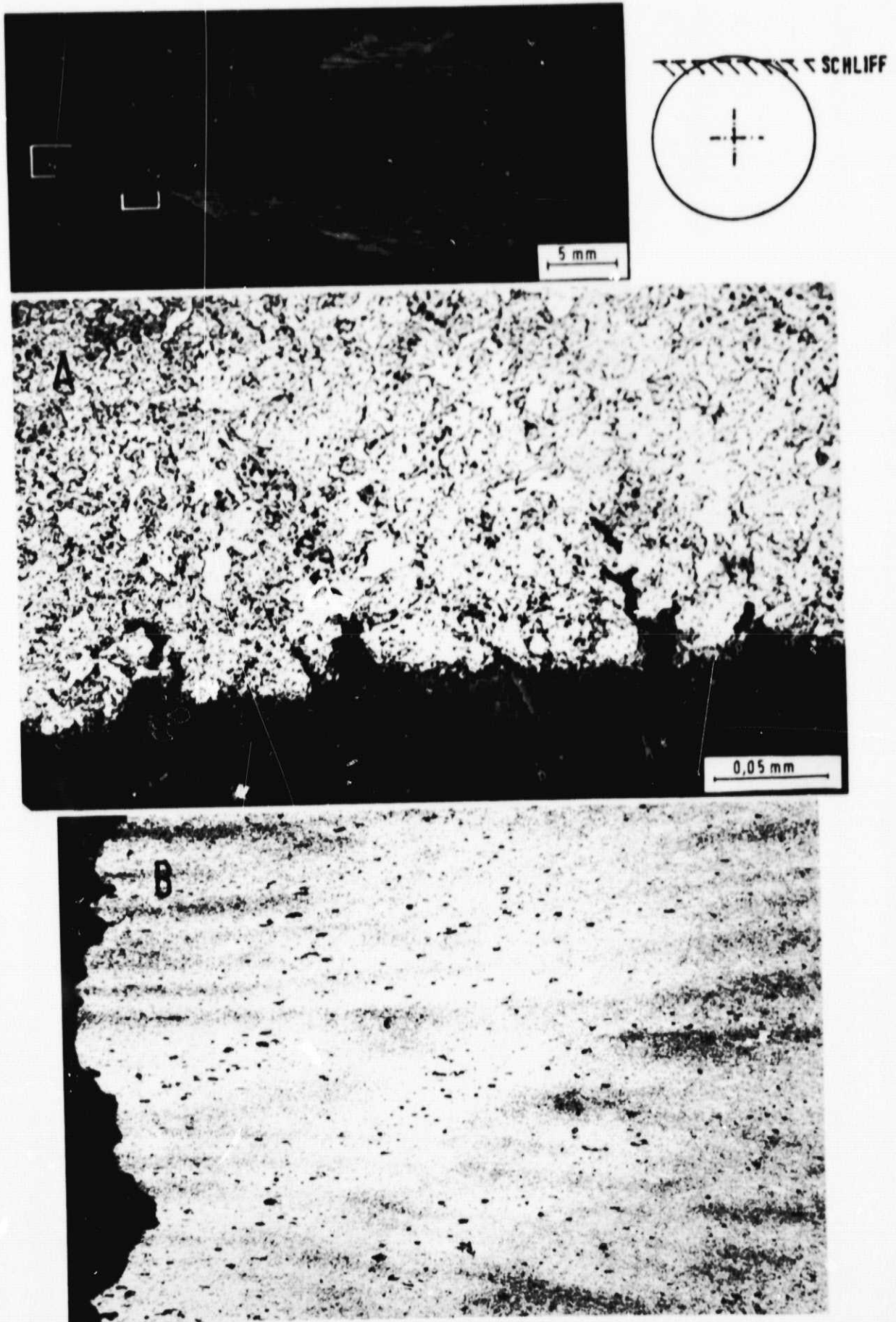


Bild 10.4: Metallografische Untersuchung einer Zeitstandprobe  
 $\sigma = 246 \text{ N/mm}^2$ ,  $t_B = 6979 \text{ h}$ , 28 CrMoNiV 49, 525 °C

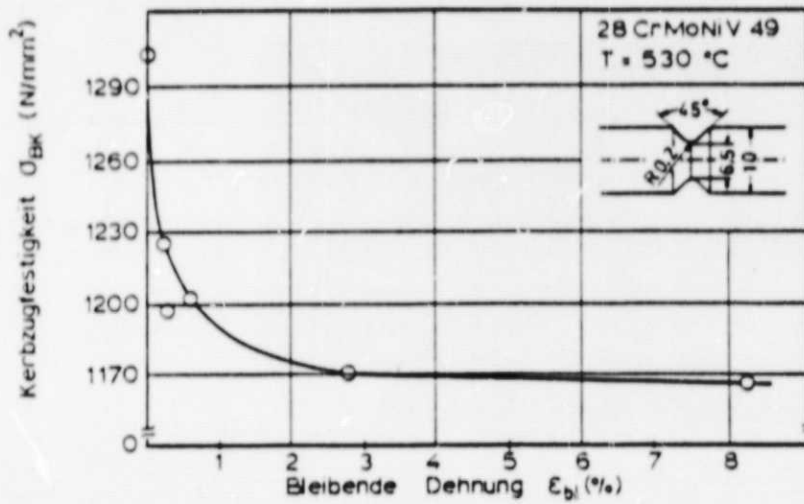


Bild 10.5: Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der bleibenden Dehnung des Zeitstandversuchs.

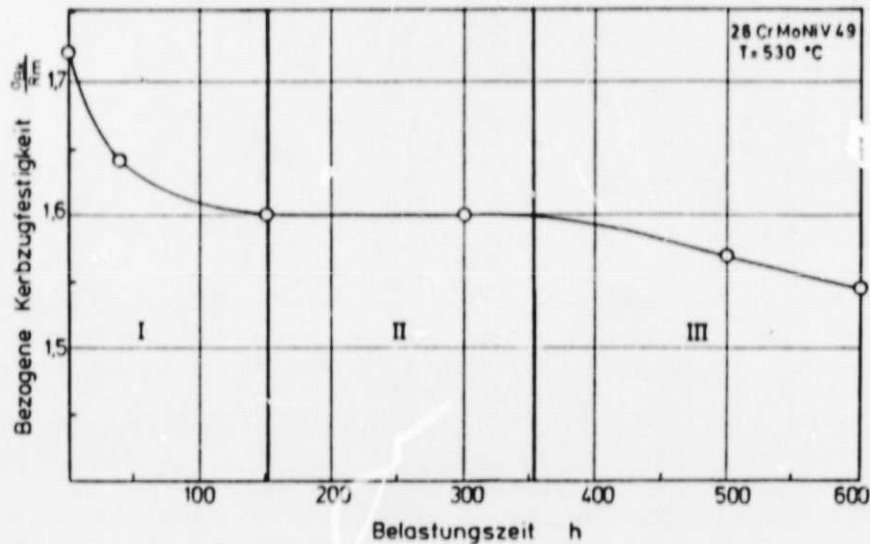


Bild 10.6: Auf den ungekerbten Ausgangszustand bezogene Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Belastungszeit im Zeitstandversuch.

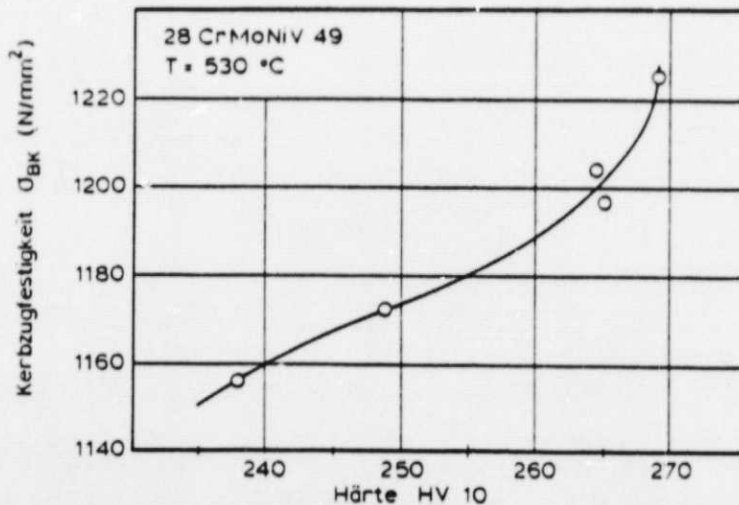


Bild 10.7.: Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Härte im Bereich der Meßlänge nach den Zeitstandversuchen

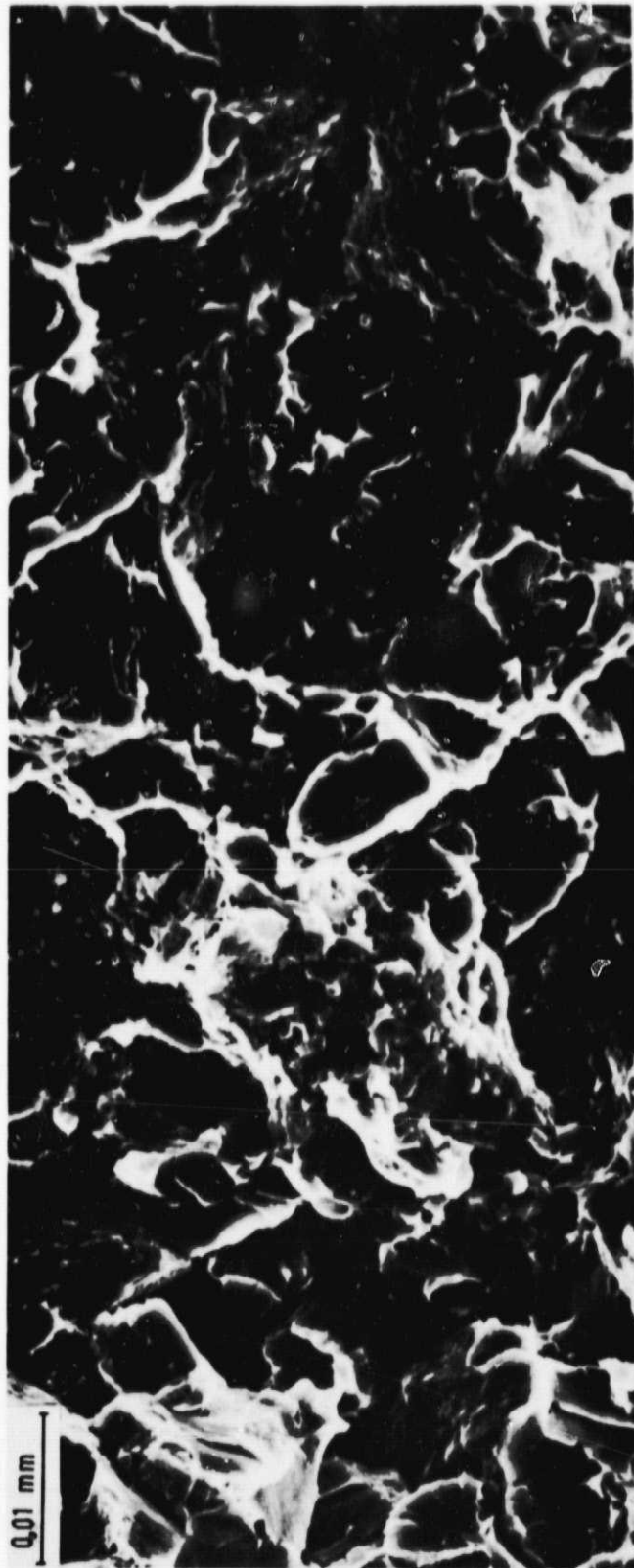


Bild 10.8.: Schädigung in Form von interkristallinen Trennungen  
in der Bruchfläche einer Kerbzugprobe, Zeitstand-  
vorbeanspruchung  $\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$ ,  $t = 500 \text{ h}$

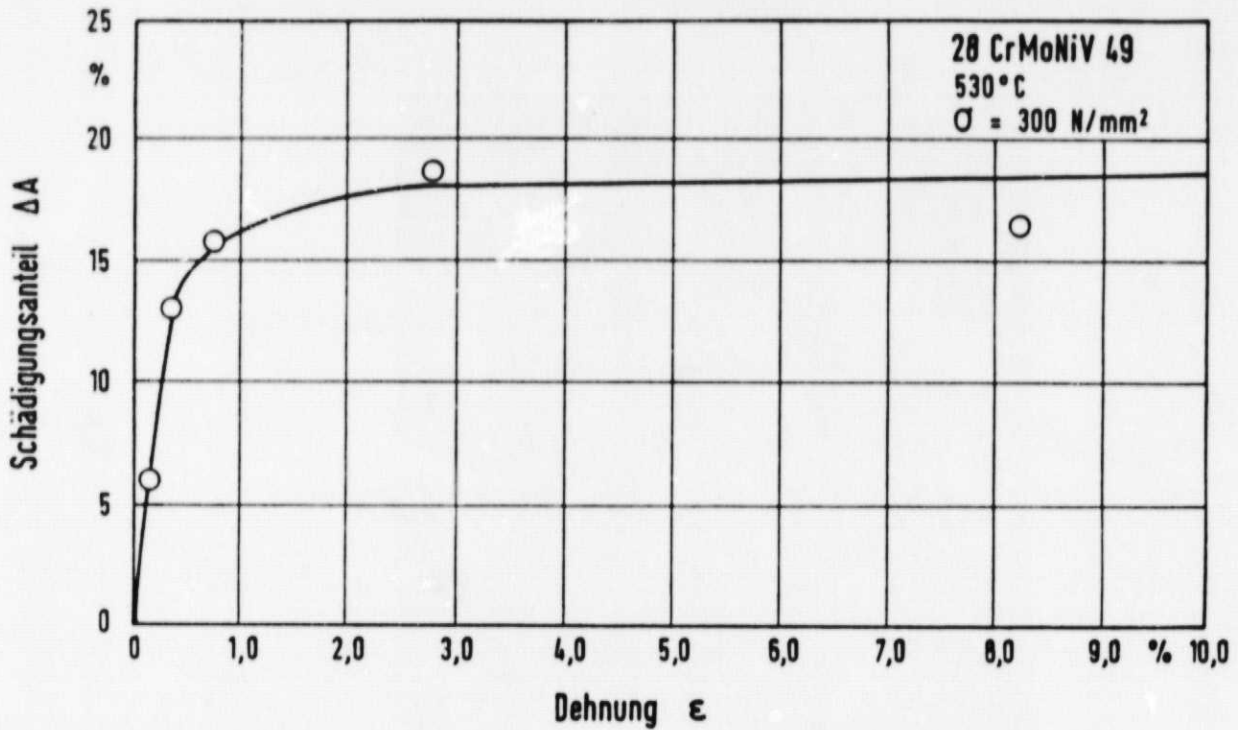


Bild 10.9.: Flächenanteil der interkristallinen Trennungen in einem Bildausschnitt von Bruchflächen der Kerbzugproben in Abhängigkeit von der bleibenden Dehnung des Zeitstandversuches

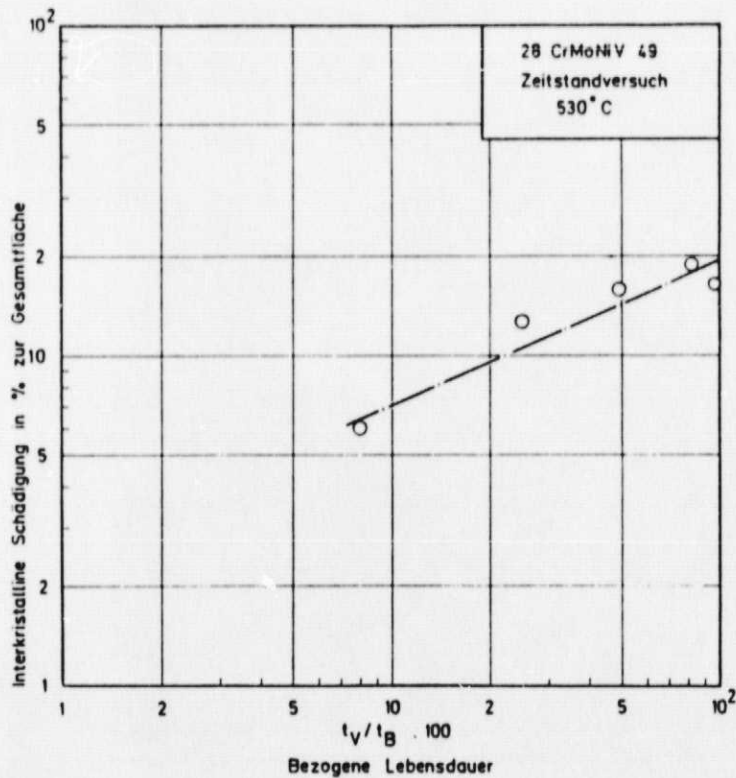


Bild 10.10.: Flächenanteil der interkristallinen Trennungen in einem Bildausschnitt von Bruchflächen der Kerbzugproben in Abhängigkeit von der bezogenen Lebensdauer des Zeitstandversuchs



Bild 10.11.:

Interkristalline Trennungen in den bei  $-195^{\circ}\text{C}$  erzeugten Bruchflächen im Bereich der Meßlängen von einer gerissenen bzw. angerissenen Zeitstand- bzw. Dehnungswechselprobe

links:  $2\epsilon_{at} = 0,76\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 378$   
 $t_a = 248 \text{ h}$

rechts:  $\sigma = 330 \text{ N/mm}^2$   
 $t_B = 397 \text{ h}$



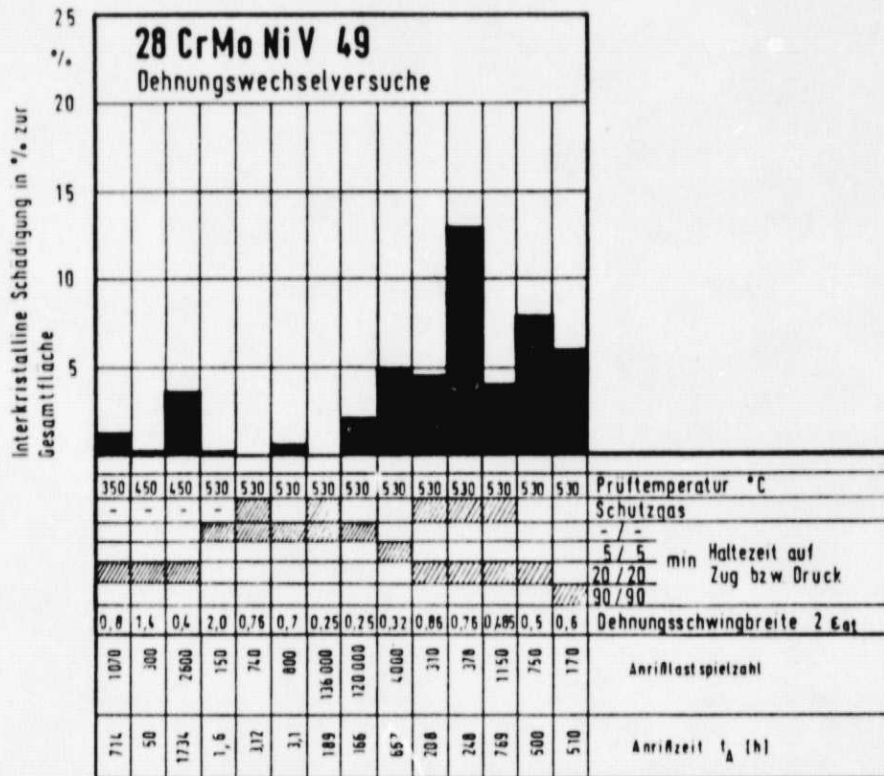


Bild 10.12.: Aufstellung der anhand eines Bildausschnittes ermittelten interkristallinen Schädigungsanteile bei verschiedenen Versuchsbedingungen von Dehnungswechselversuchen

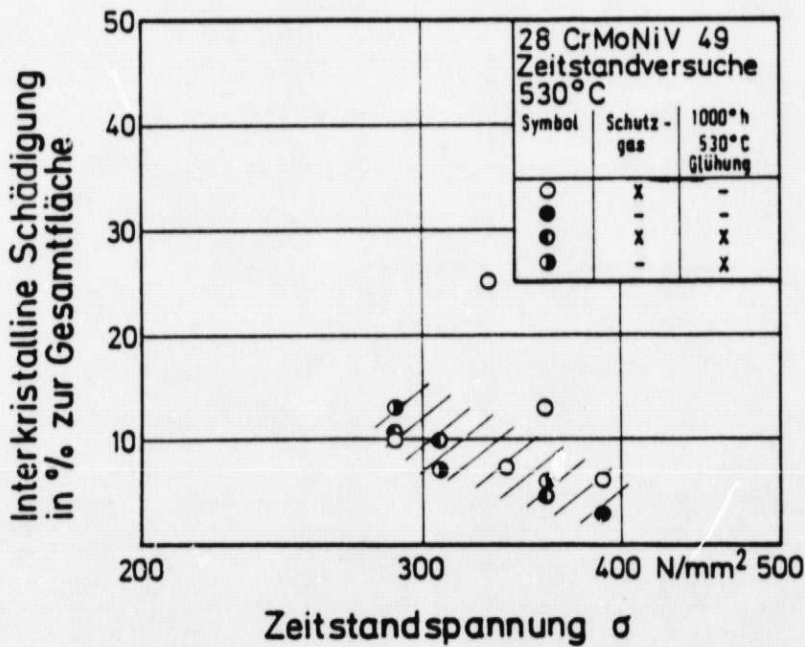


Bild 10.13.: Abhängigkeit des interkristallinen Schädigungsanteils von der Zeitstandspannung



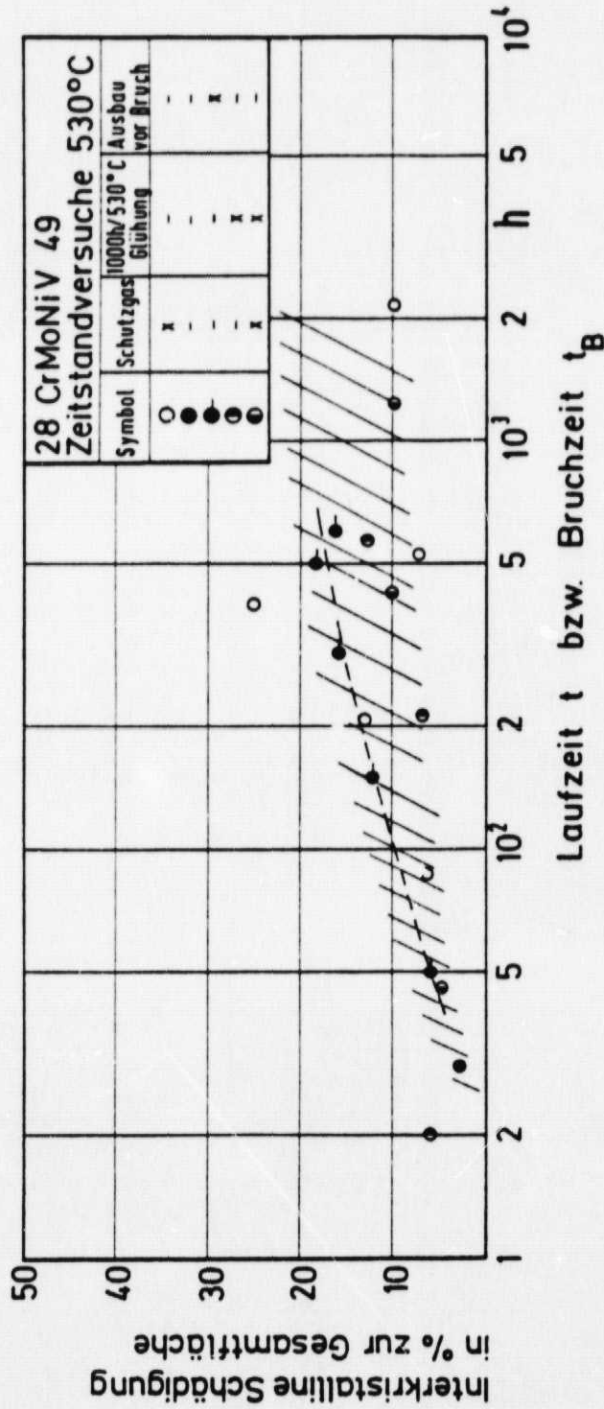


Bild 10.14.: Abhängigkeit des interkristallinen Schädigungsanteils von der Laufzeit bzw. Bruchzeit bei Zeitstandversuchen

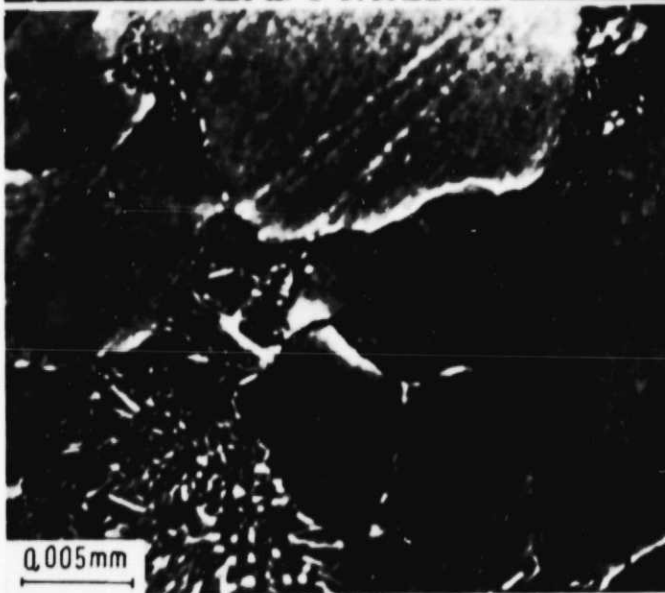
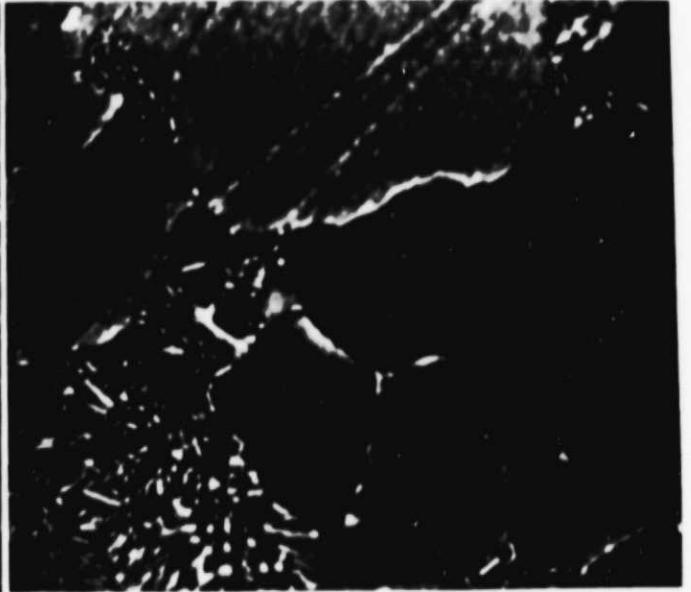
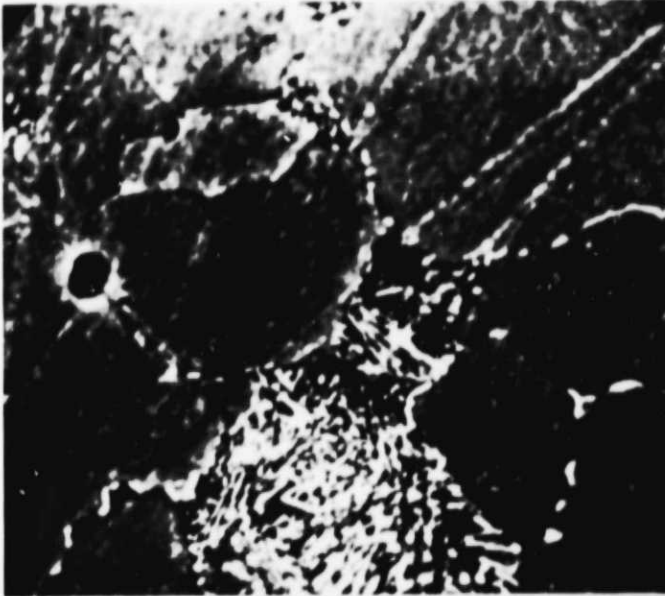
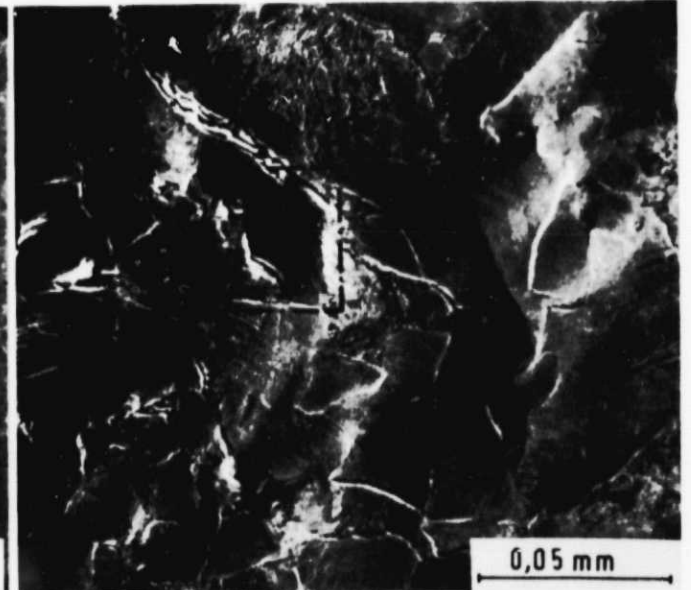
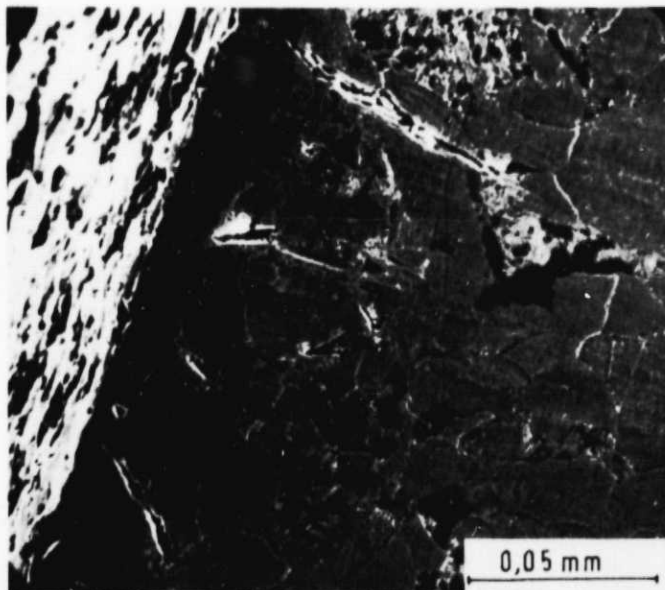


Bild 10.15: Zugversuch im REM  
 $T=530^{\circ}\text{C}$ , 13 CrMo 44  
 A Ausgangszustand,  $\epsilon=0\%$   
 B  $\epsilon=2\%$   
 C  $\epsilon=4-5\%$   
 Lage rd. 0,1 mm vom Probenrand



Probenrand

Bild 10.16

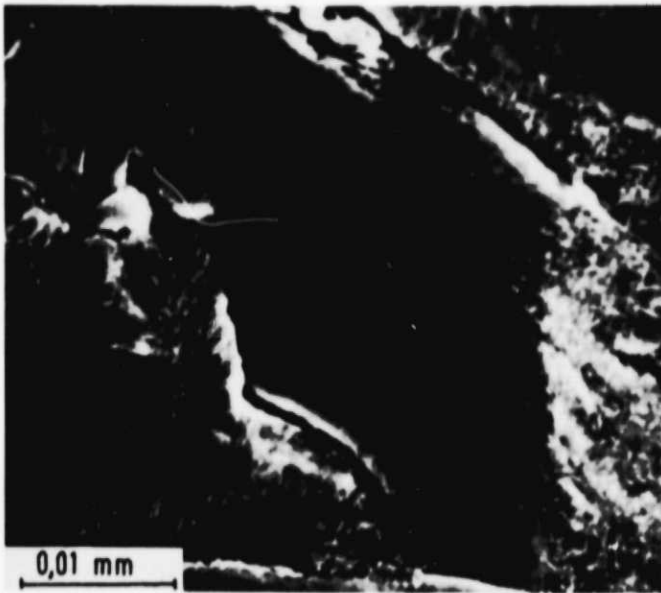


Bild 10.16: Zugversuch im  
REM,  $T=530^{\circ}\text{C}$   
13 CrMo 44

- A Ausgangszustand,  $\epsilon=0\%$
- B  $\epsilon=2\%$
- C Ausschnitt aus B

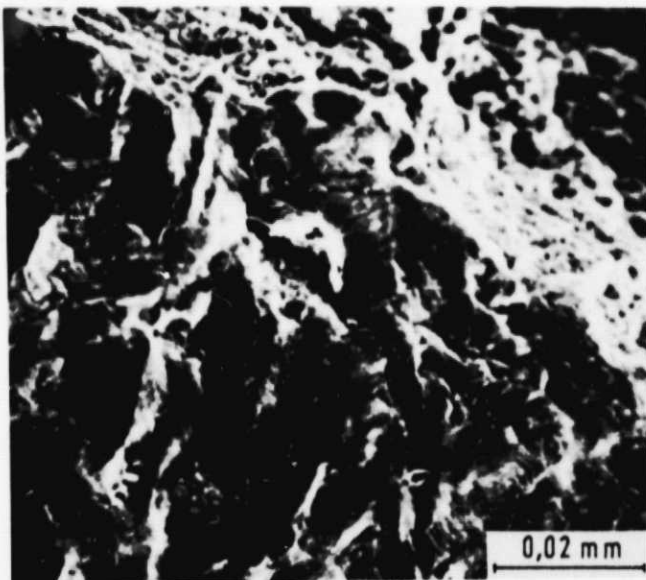
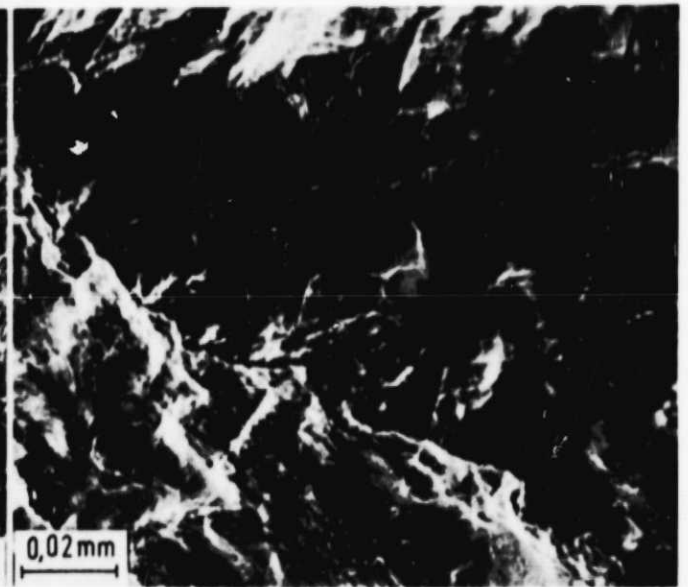
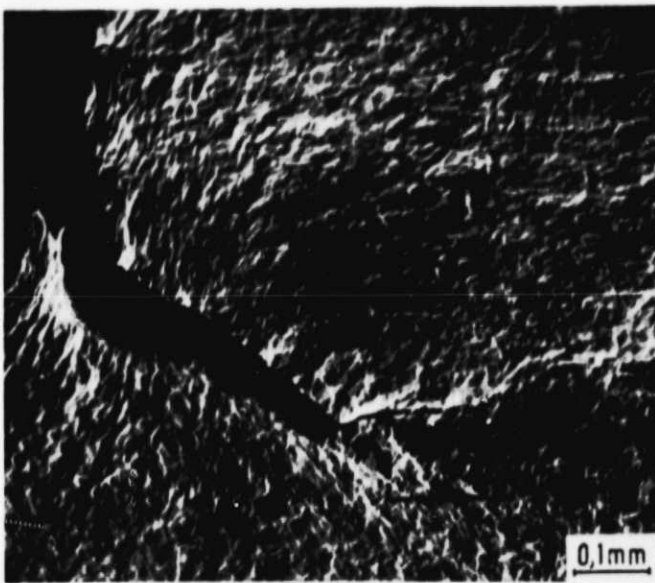


Bild 10.17: Anriß von ge-  
kerbter Außen-  
fläche  
28 CrMoNiV 49  
RT

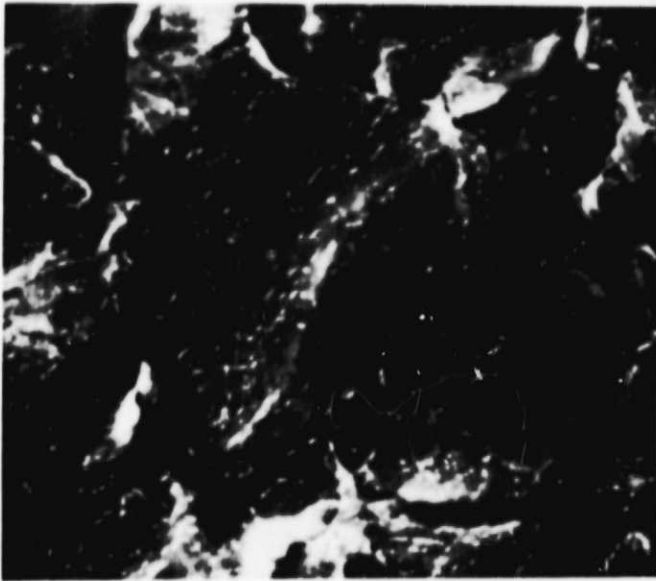


Bild 10.18: Ausschnitt aus  
Bild 10.17

Interkristalline Trennung  
außerhalb des Einschnürbe-  
reichs

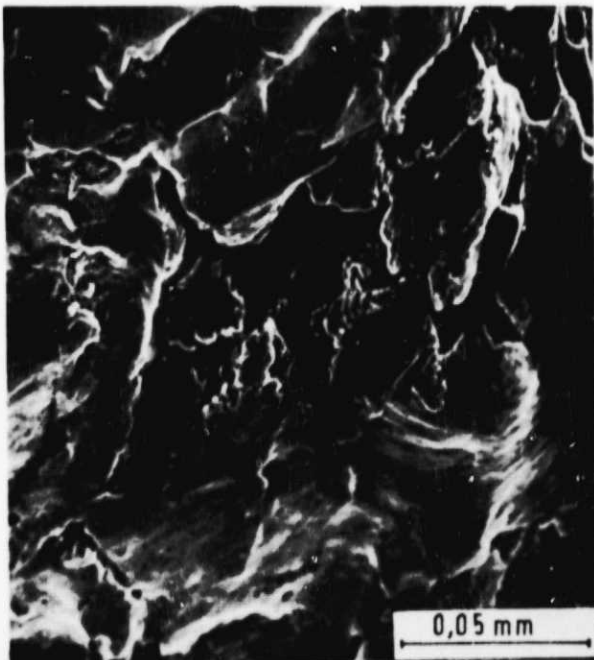
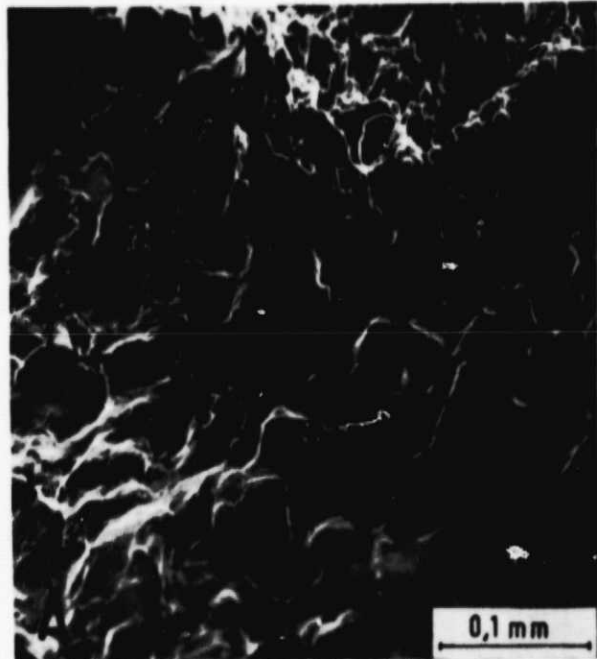
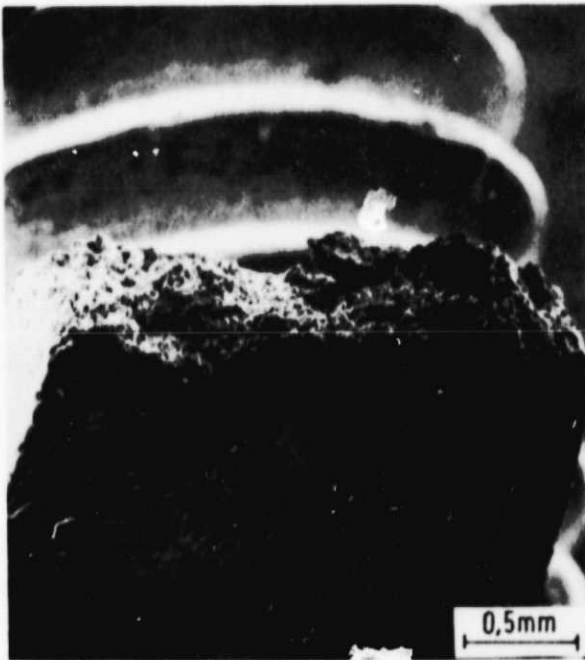


Bild 10.19

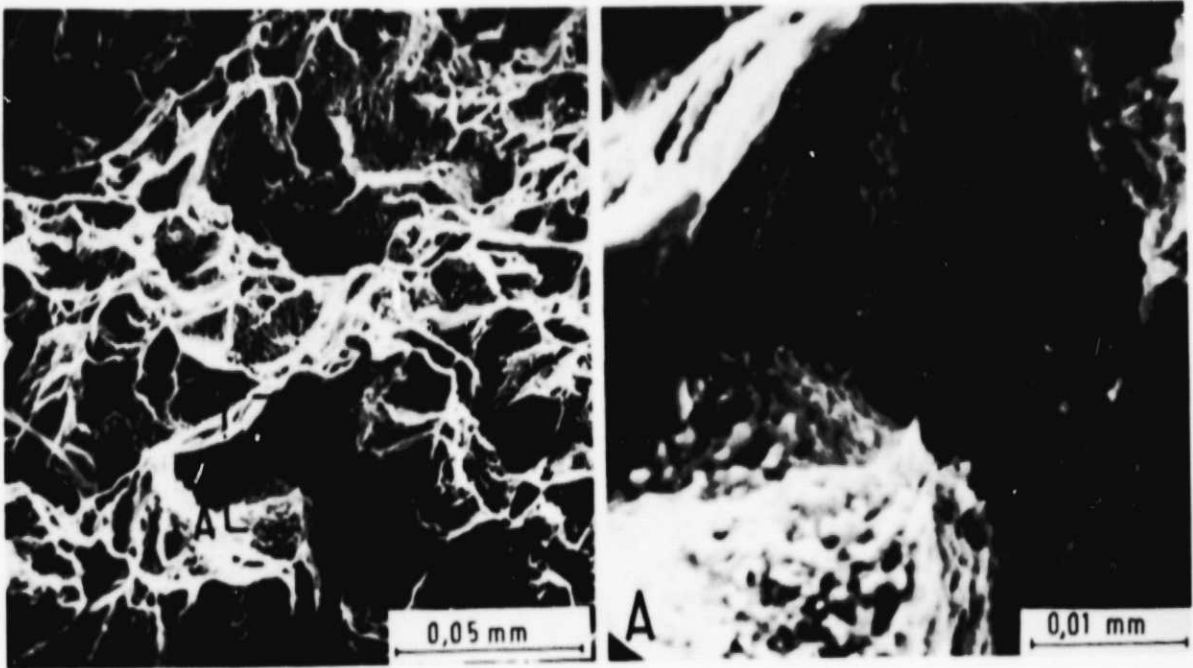


Bild 10.19: Bruchfläche, 13 CrMo 44, 530°C

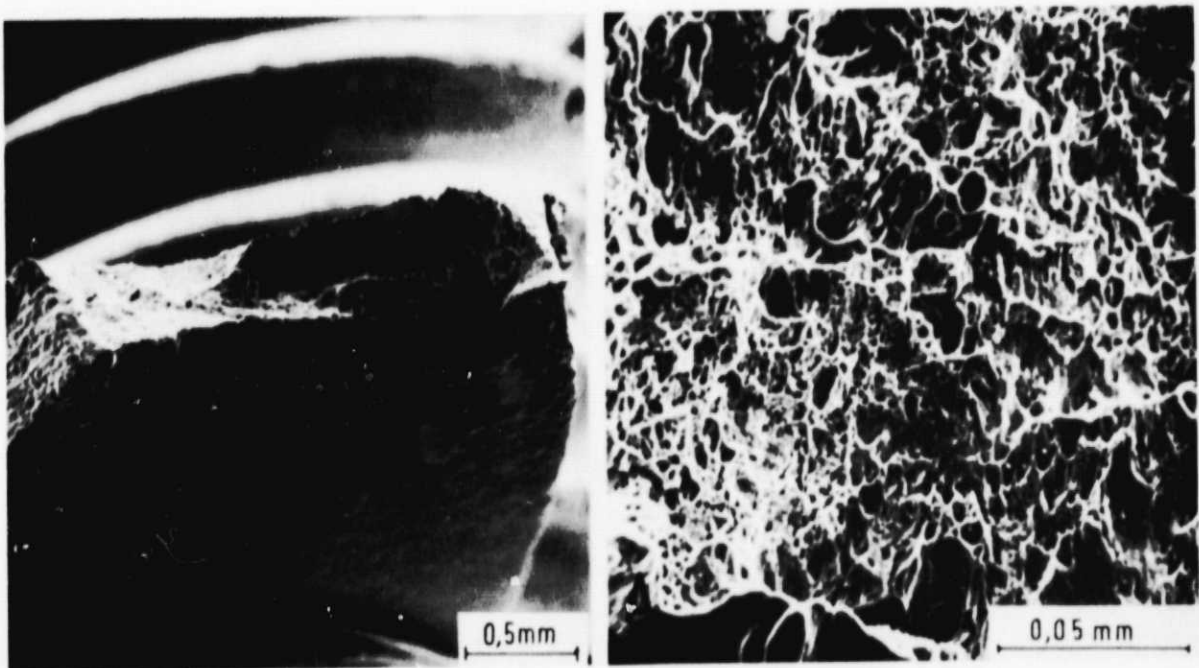


Bild 10.20: Bruchfläche, 13 CrMo 44, RT



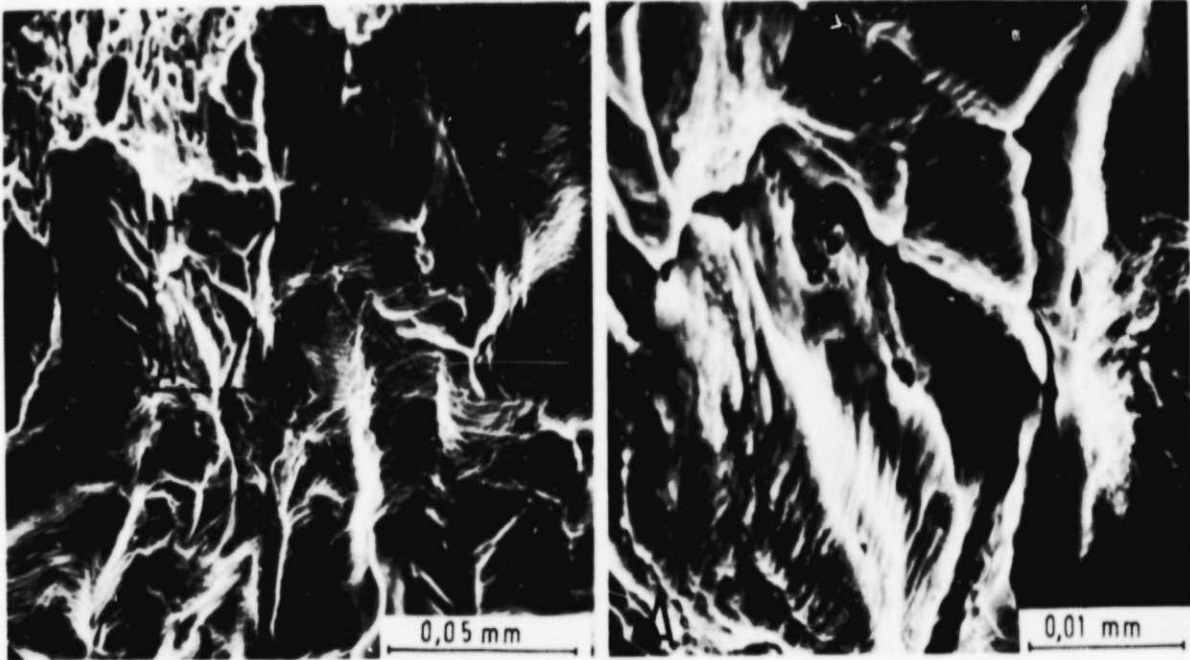


Bild 10.21: Verformte Oberfläche im Einschnürbereich des Bruchs,  
13 CrMo 44, RT

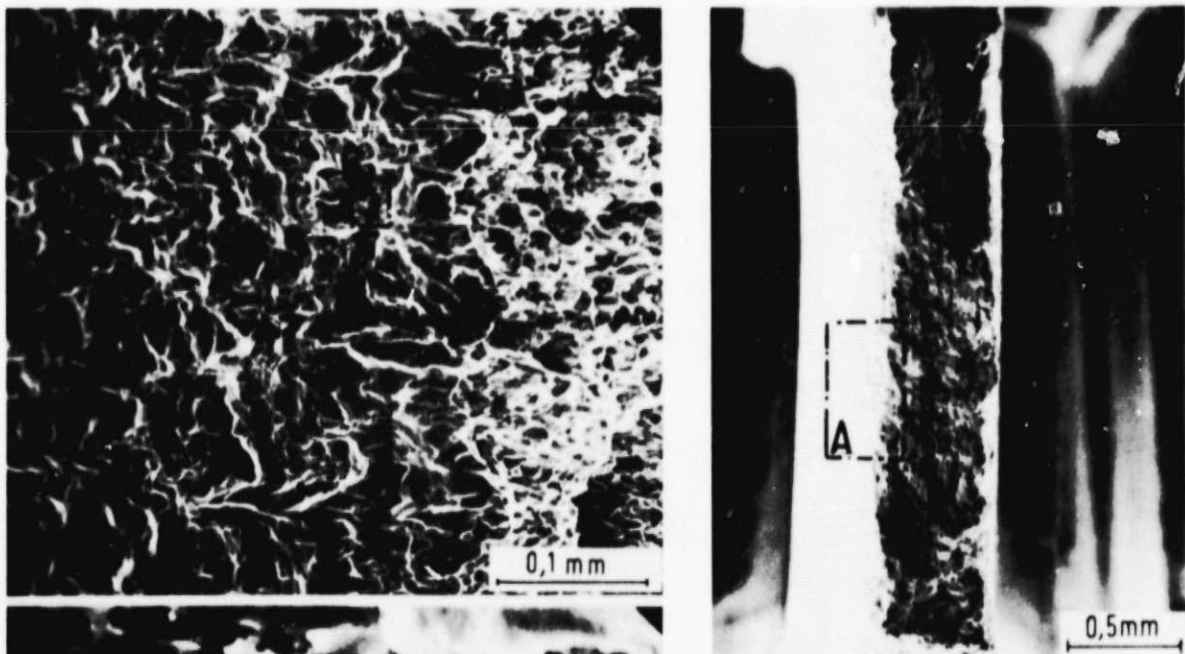
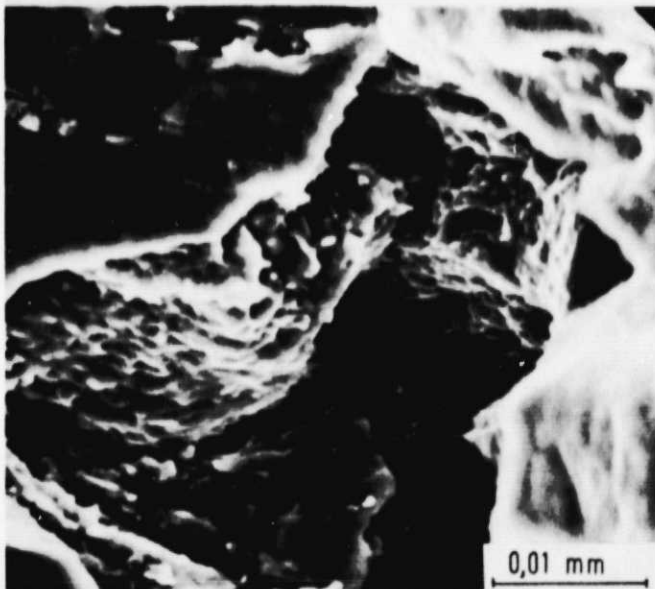


Bild 10.22: Bruchfläche, 13 CrMo 44,  
530°C





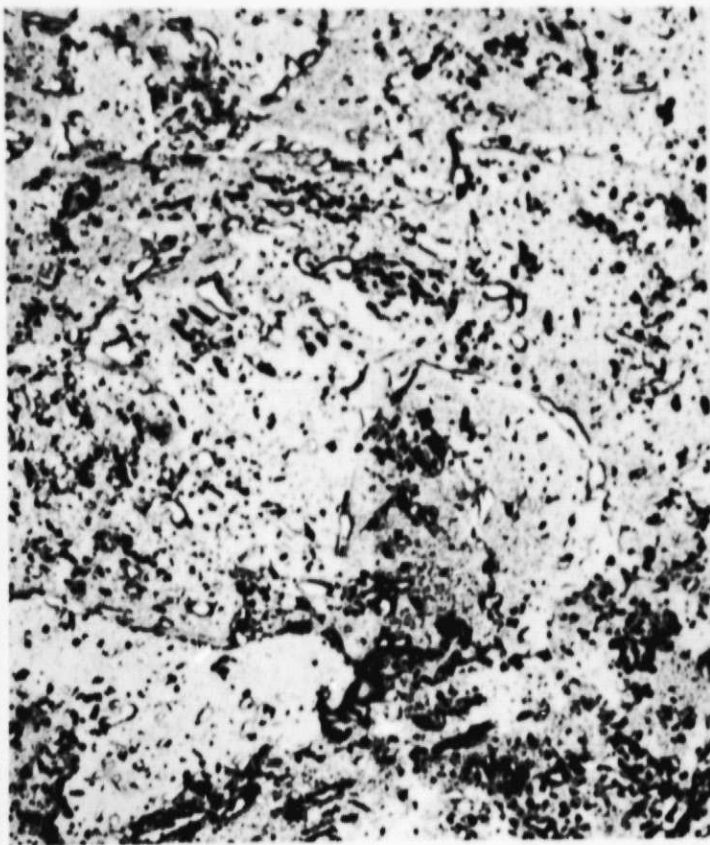


Bild 10.23: Probe A, Ausziehabdruck  
( $2 \epsilon_{at} = 0,2\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 90 \text{ min}$ ,  $N_A = 4000$ ,  $530^\circ\text{C}$ ,  
28 CrMoNiV 49)



Bild 10.24: Probe C, Ausziehabdruck  
( $2 \epsilon_{at} = 0,5\%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 0 \text{ min}$ ,  $N_A = 1800$ ,  $530^\circ\text{C}$ ,  
28 CrMoNiV 49)

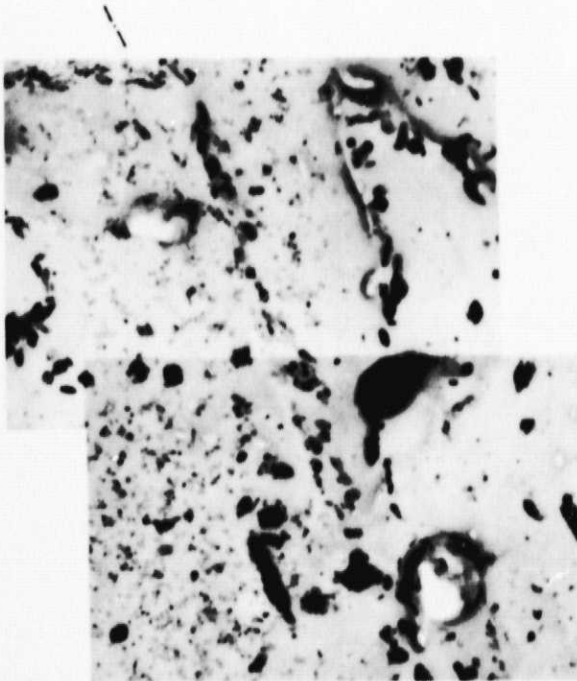


Bild 10.25: Korngrenze, Probe A

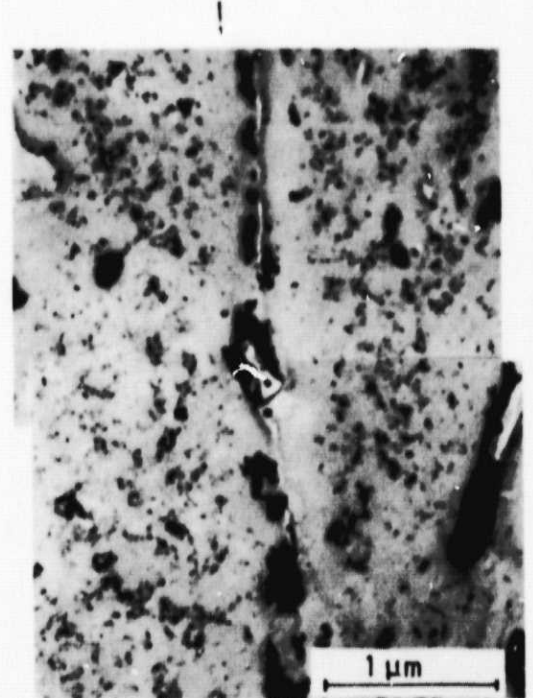


Bild 10.26: Korngrenze, Probe C

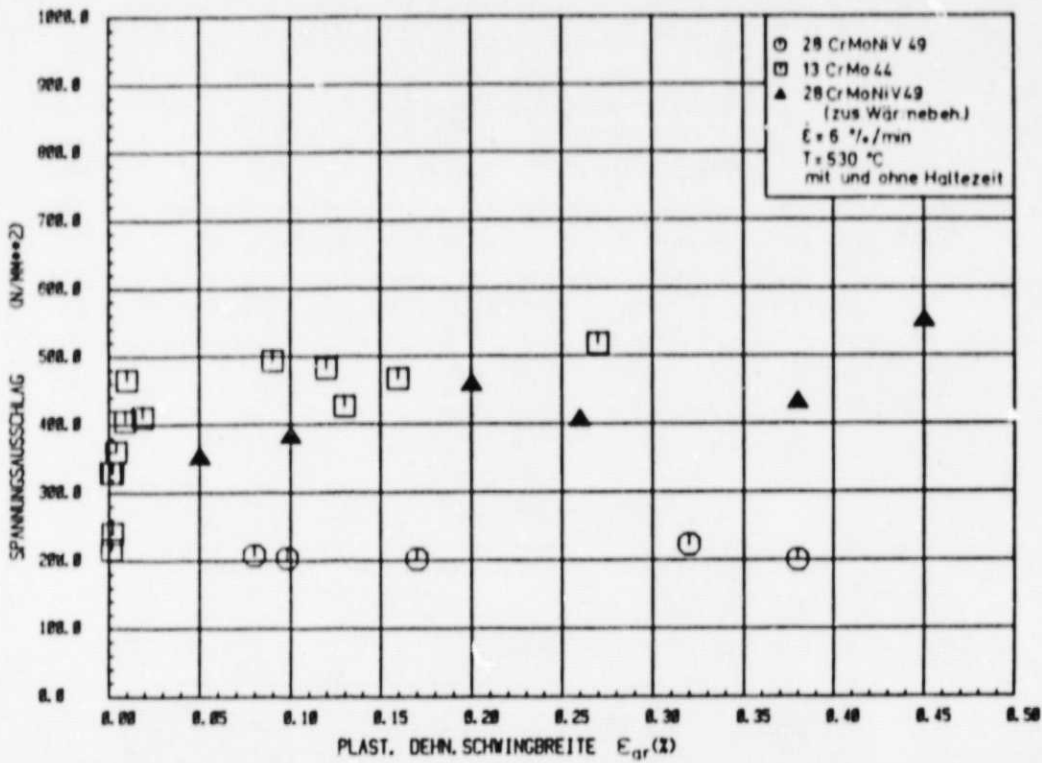


Bild 10.27: Abhängigkeit des Spannungsausschlages von der plastischen Dehnungsschwingbreite bei  $n/N_A = 0,5$

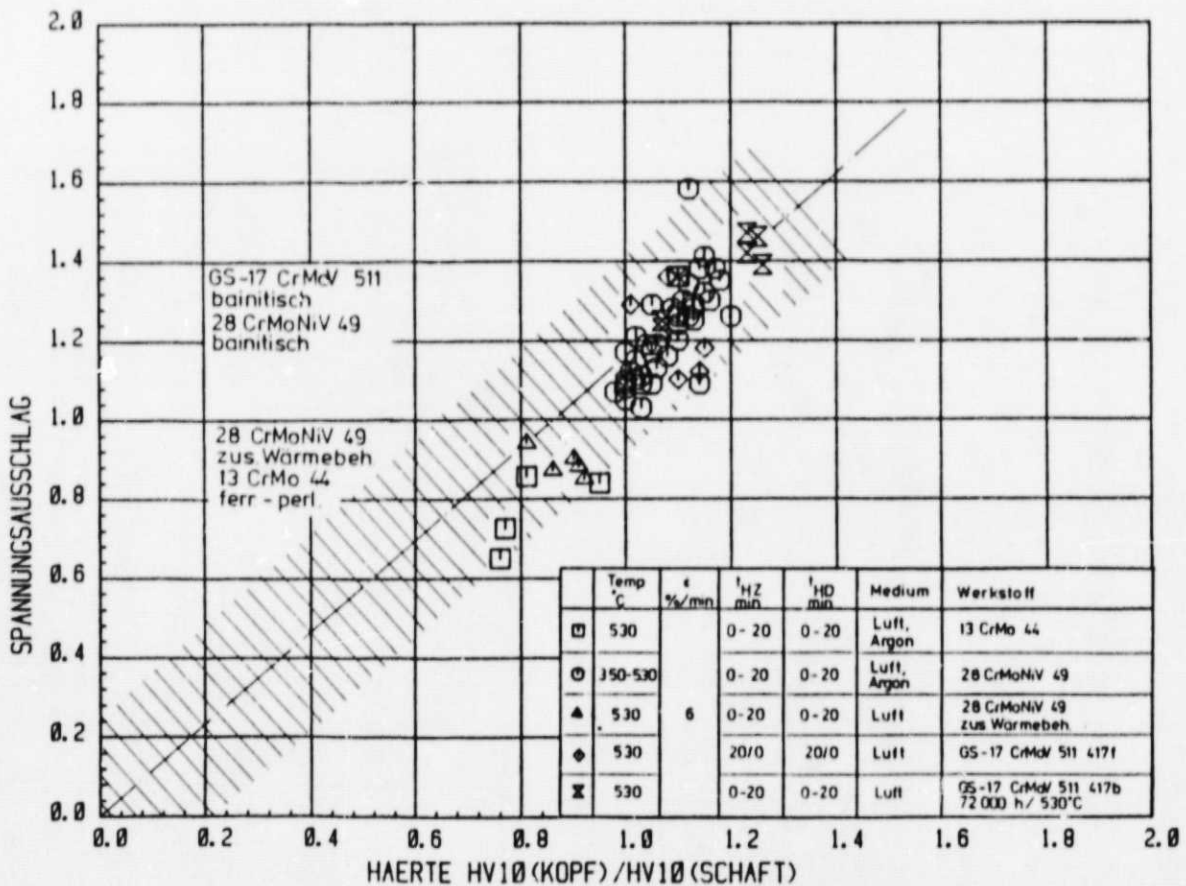


Bild 10.28: Abhängigkeit des Härteverhältnisses HV 10 (Kopf)/HV 10 (Schaft) vom bezogenen Spannungsausschlag  $\sigma_{n=1} / \sigma_{n=N_A}$

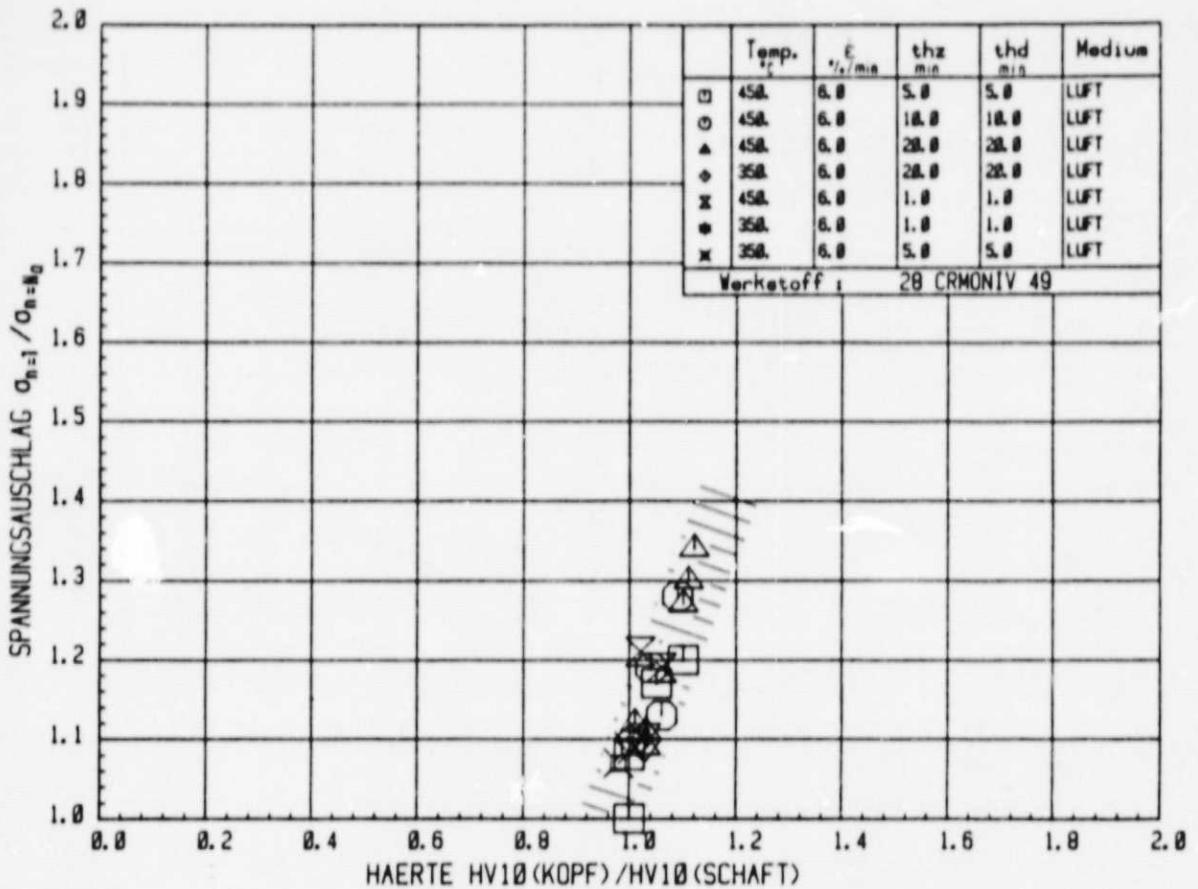


Bild 10.29: Abhängigkeit des Härteverhältnisses HV 10 (Kopf)/HV 10 (Schaft) vom bezogenen Spannungsausschlag  $\sigma_{n=1} / \sigma_{n=N_A}$  bei Versuchen mit unterschiedlicher Temperatur.

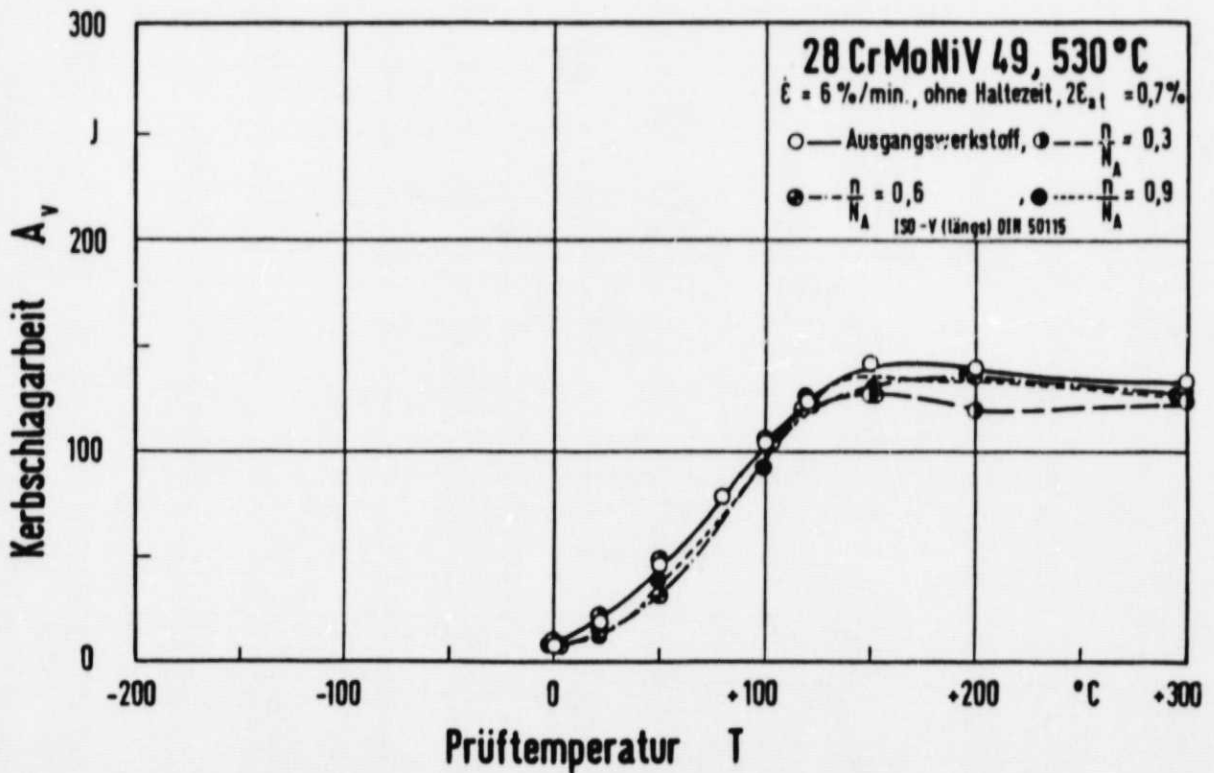


Bild 11.1: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung ohne Haltezeit.

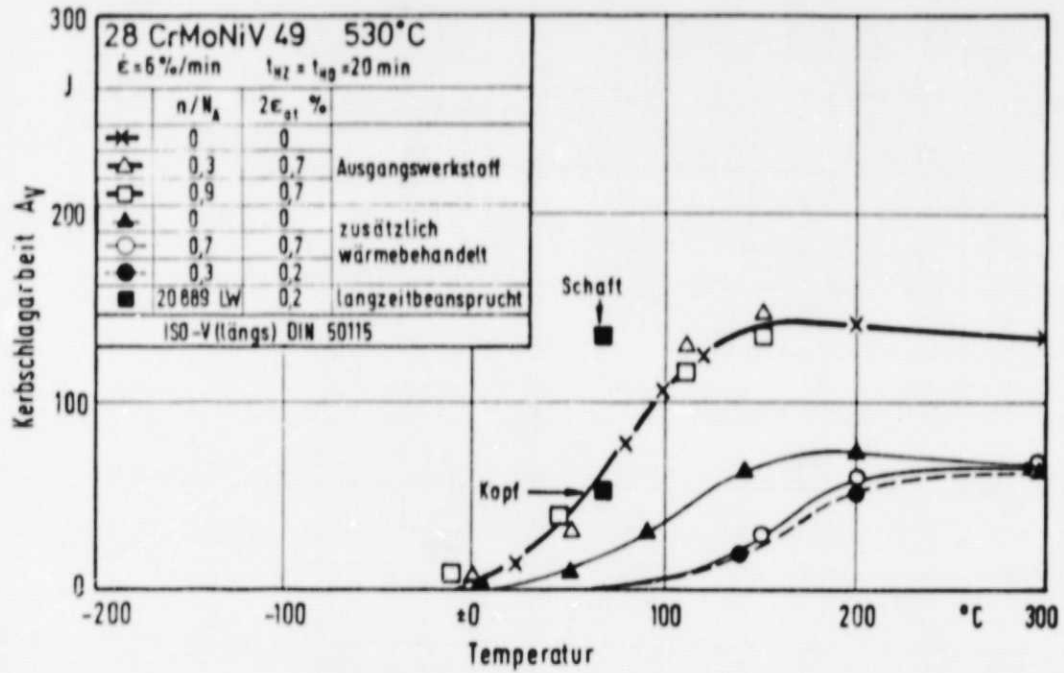


Bild 11.2: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung mit Haltezeit.

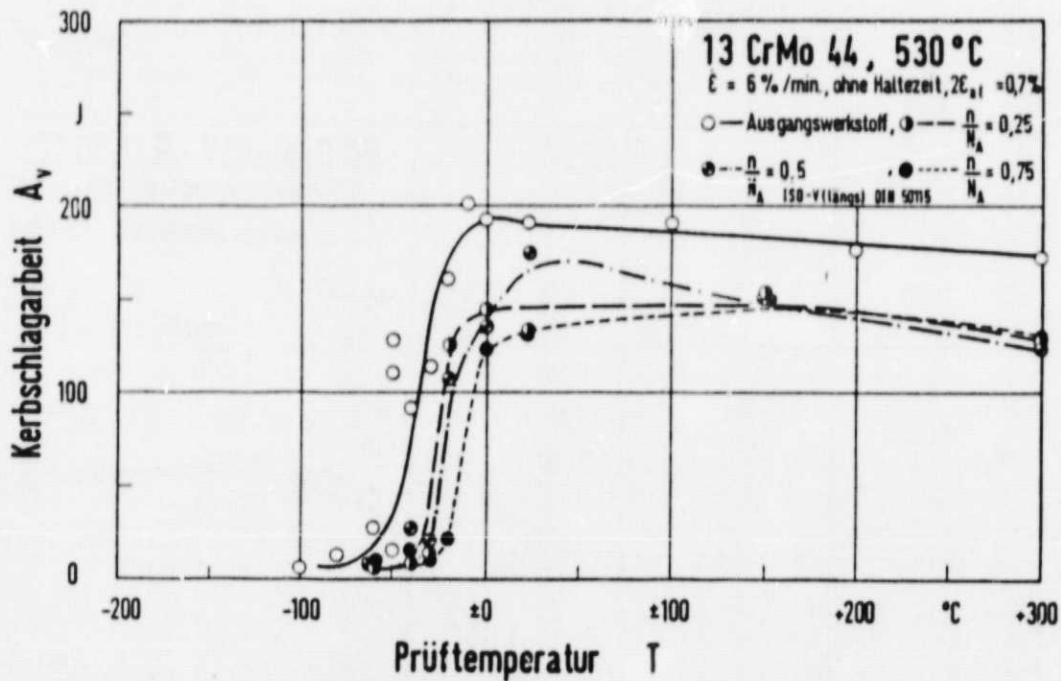


Bild 11.3: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung ohne Haltezeit.

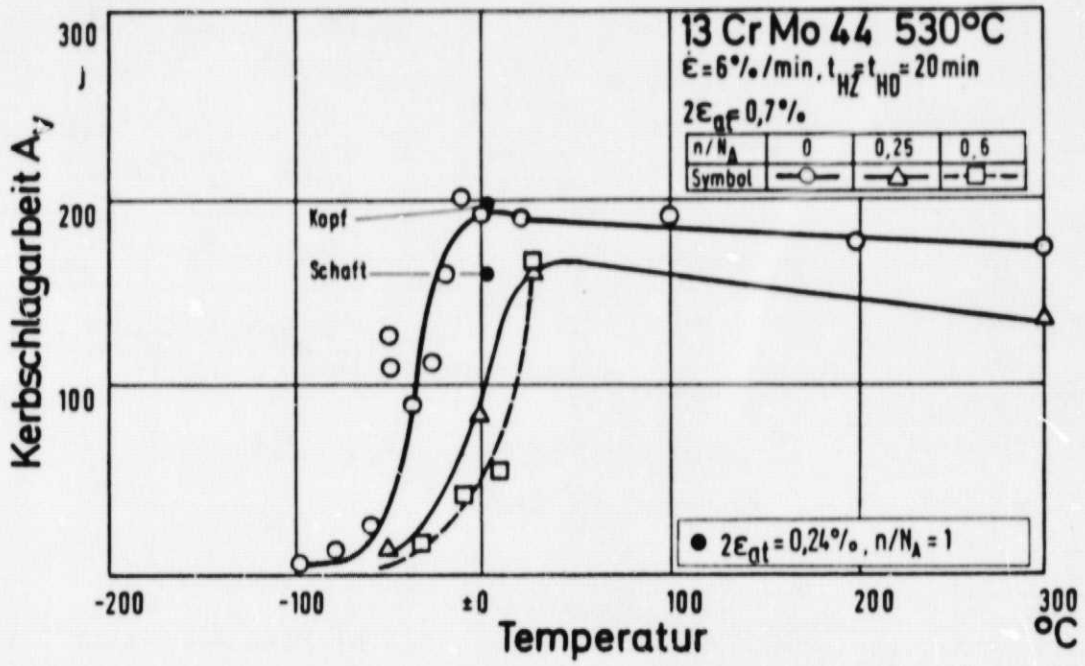


Bild 11.4: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung mit Haltezeit.

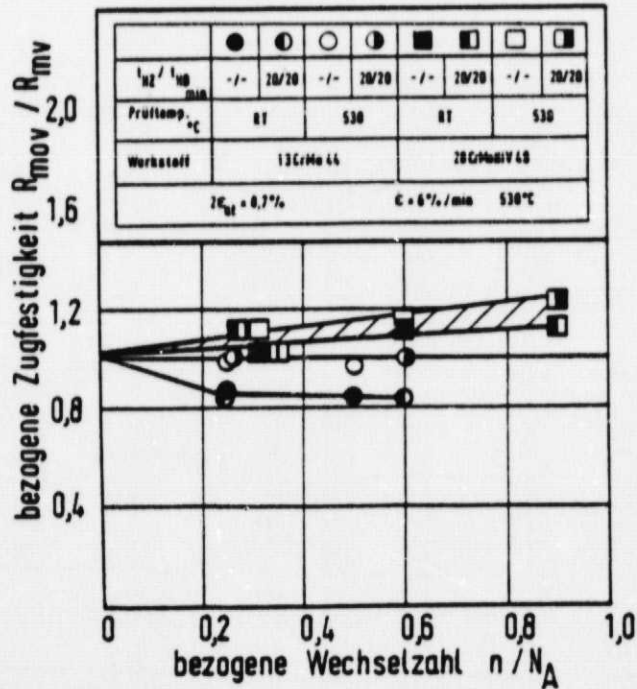


Bild 11.5: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung auf die auf den Endstand bezogene Zugfestigkeit.



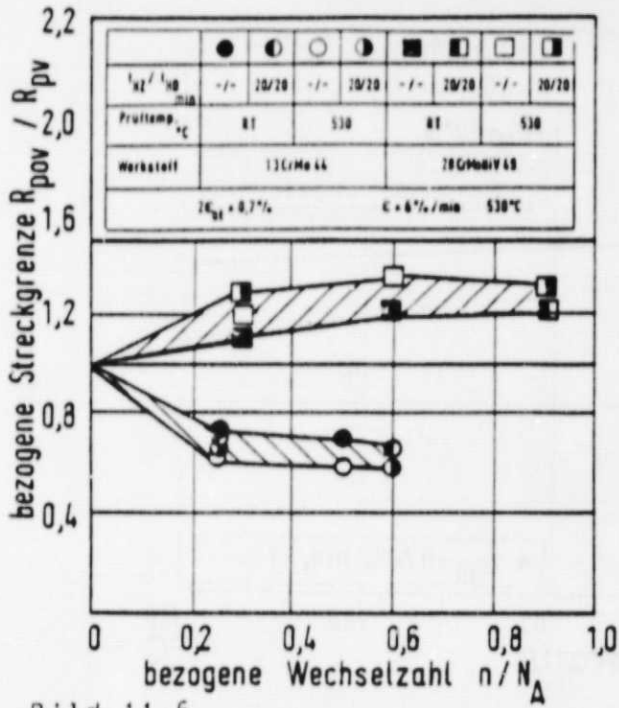


Bild 11.6

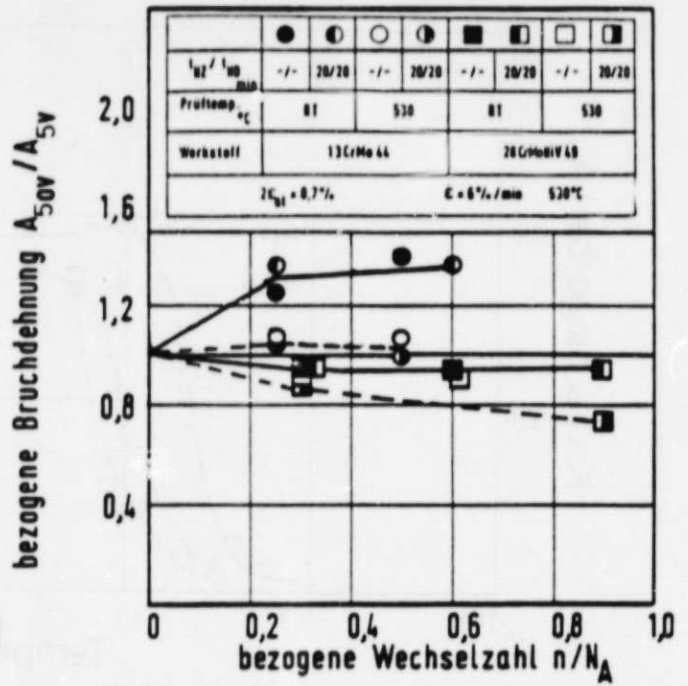


Bild 11.7

Bild 11.6: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung auf die auf den Endzustand bezogene Streckgrenze.

Bild 11.7: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung auf die auf den Endzustand bezogene Brucheinschnürung.

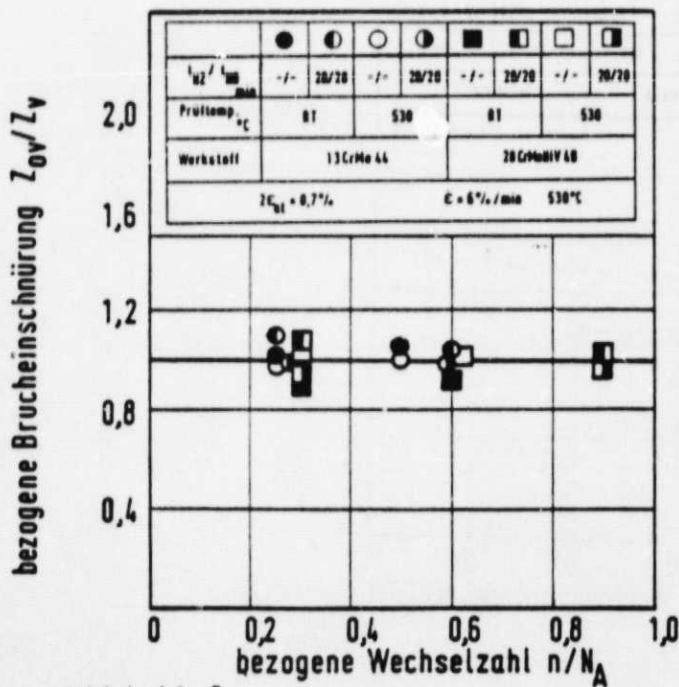


Bild 11.8

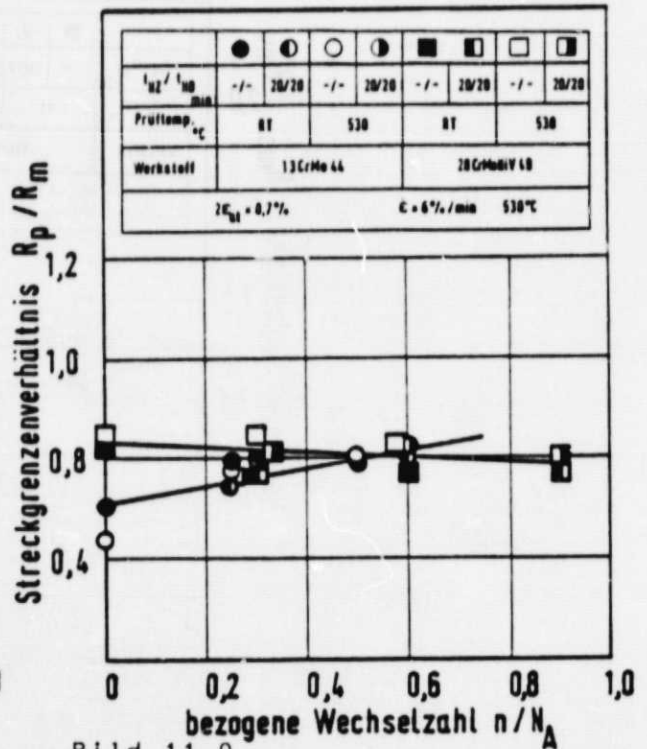
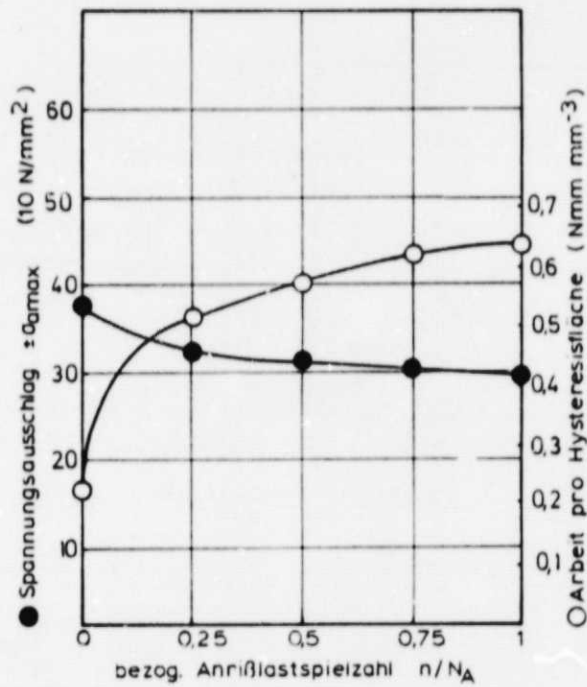


Bild 11.9

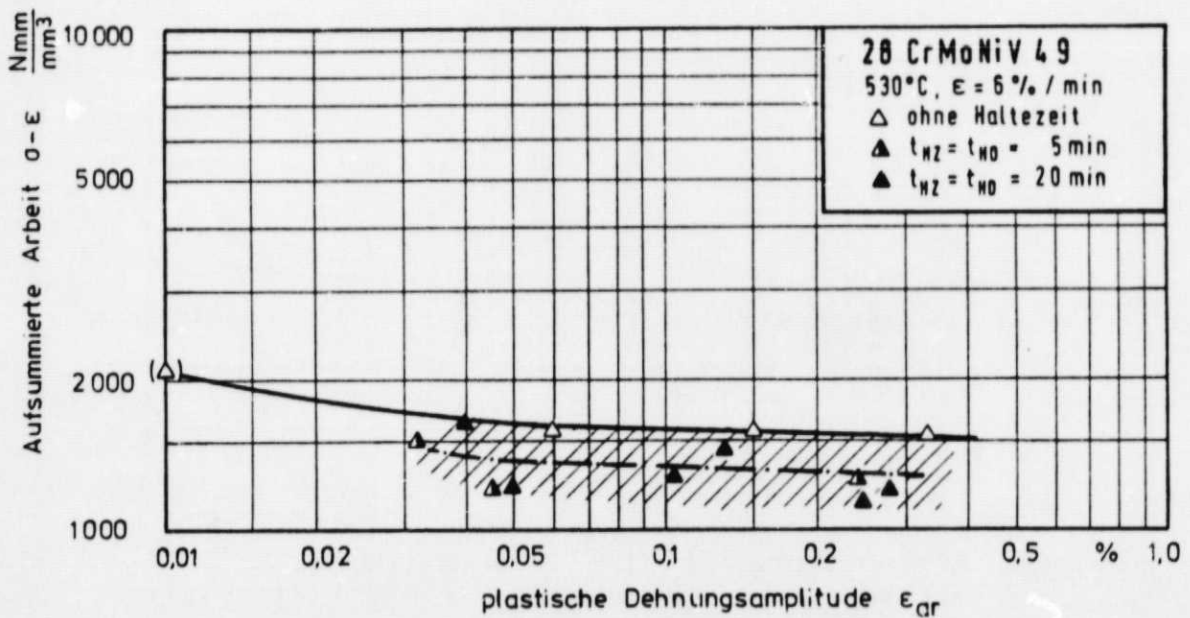
Bild 11.8: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung auf die auf den Endzustand bezogene Bruchdehnung.

Bild 11.9: Einfluß einer Dehnungswechselvorbeanspruchung auf das Streckgrenzenverhältnis.





**Bild 12.1:** Verlauf der Arbeit pro Hysteresisfläche bzw. des Spannungsausschlages über der bezogenen Wechselzahl ( $2 \epsilon_{at} = 0,38 \%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 20 \text{ min}$ ,  $N_A = 2450$ ,  $T = 530^\circ \text{C}$ , 28 CrMoNiV 49)



**Bild 12.2:** Aufsummierte Arbeit aller Hysteresisschleifen eines Versuches in Abhängigkeit von der plastischen Dehnungsamplitude.

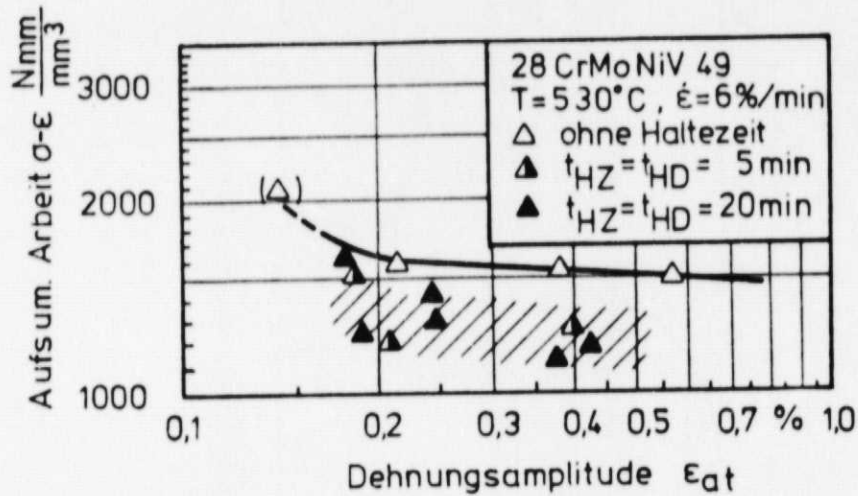


Bild 12.3: Aufsummierte Arbeit aller Hysteresisschleifen eines Versuches in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude  $\epsilon_{at}$

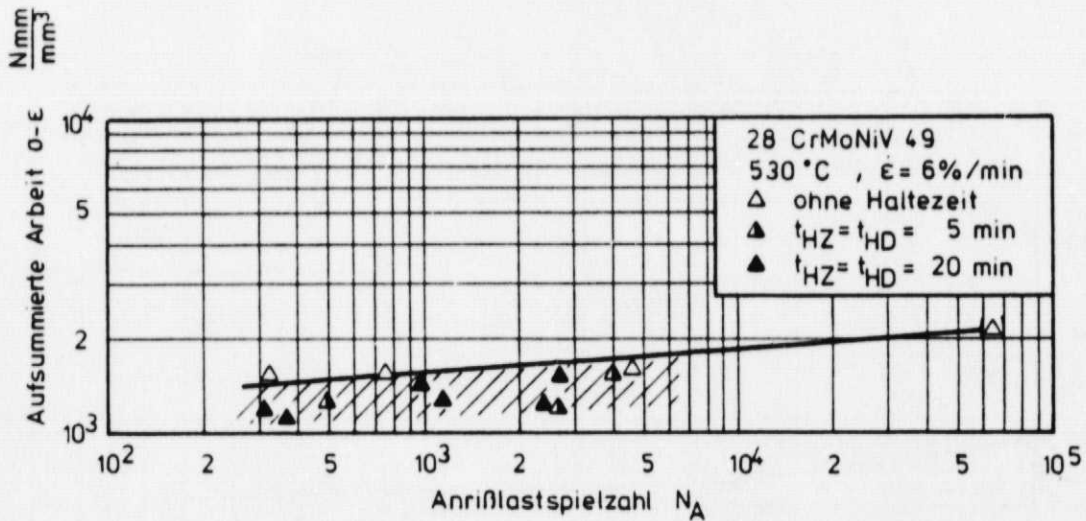


Bild 12.4: Aufsummierte Arbeit aller Hysteresisschleifen eines Versuches in Abhängigkeit der Anrißlastspielzahl

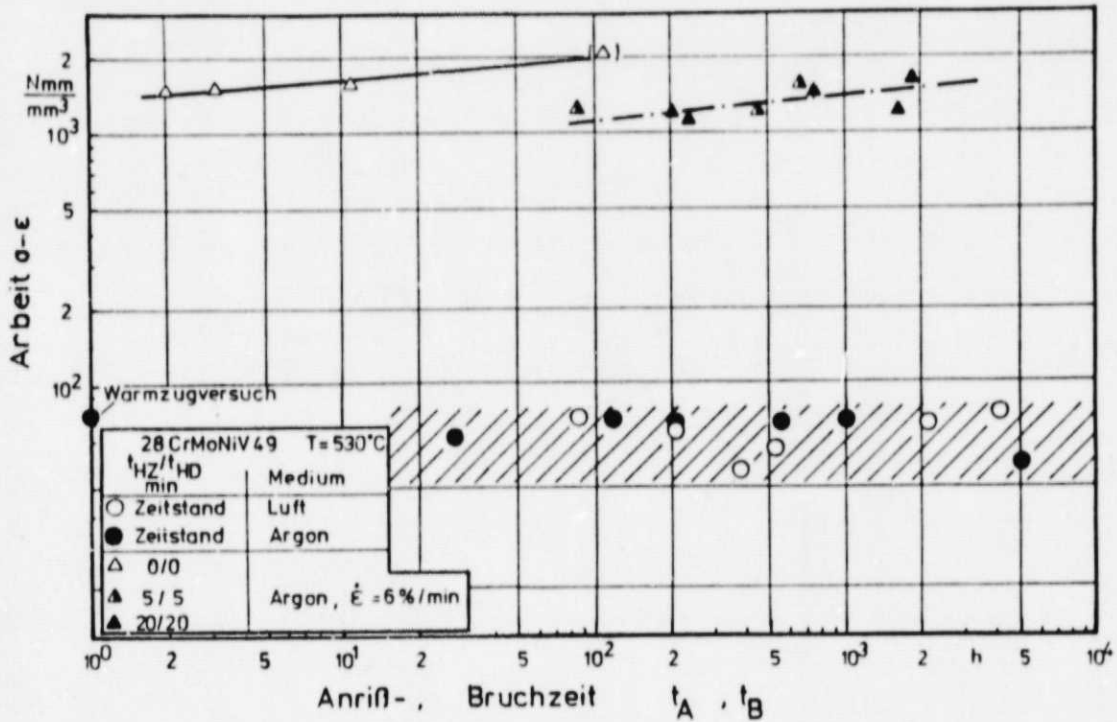


Bild 12.5: Gegenüberstellung der aufsummierten Arbeit aller Hysteresisschleifen eines Versuches mit der Arbeit (Spannung x Bruchdehnung) aus Zeitstandversuchen

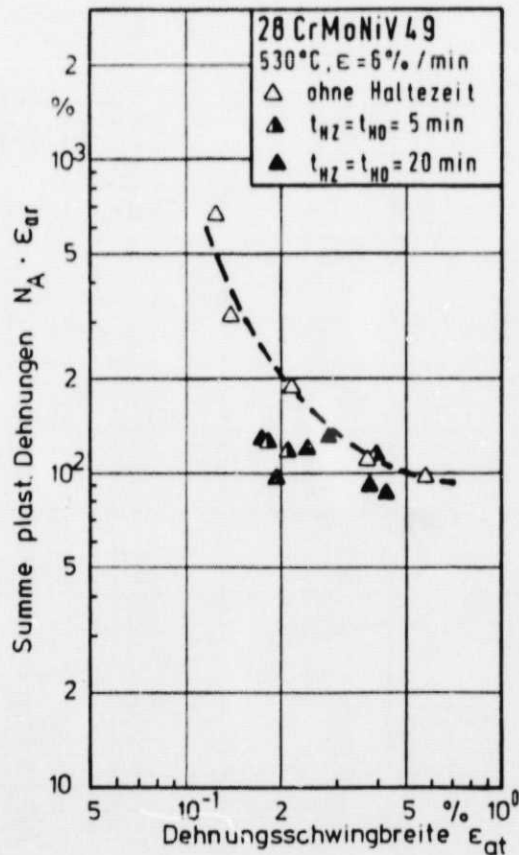


Bild 12.6: Aufsummierte plastische Dehnung aller Hysteresisschleifen eines Versuches in Abhängigkeit von der Dehnungsschwingbreite  $\epsilon_{at}$  bei Schutzgasversuchen.

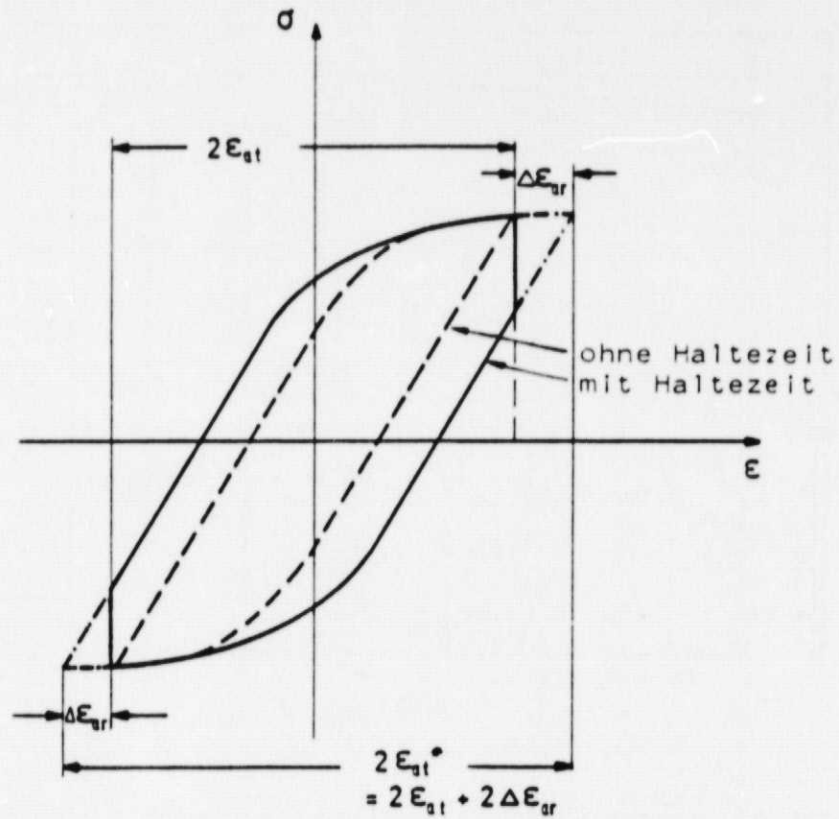


Bild 12.7: Aufteilung einer Hysteresisschleife aus einem Versuch mit Zug- und Druckhaltezeit

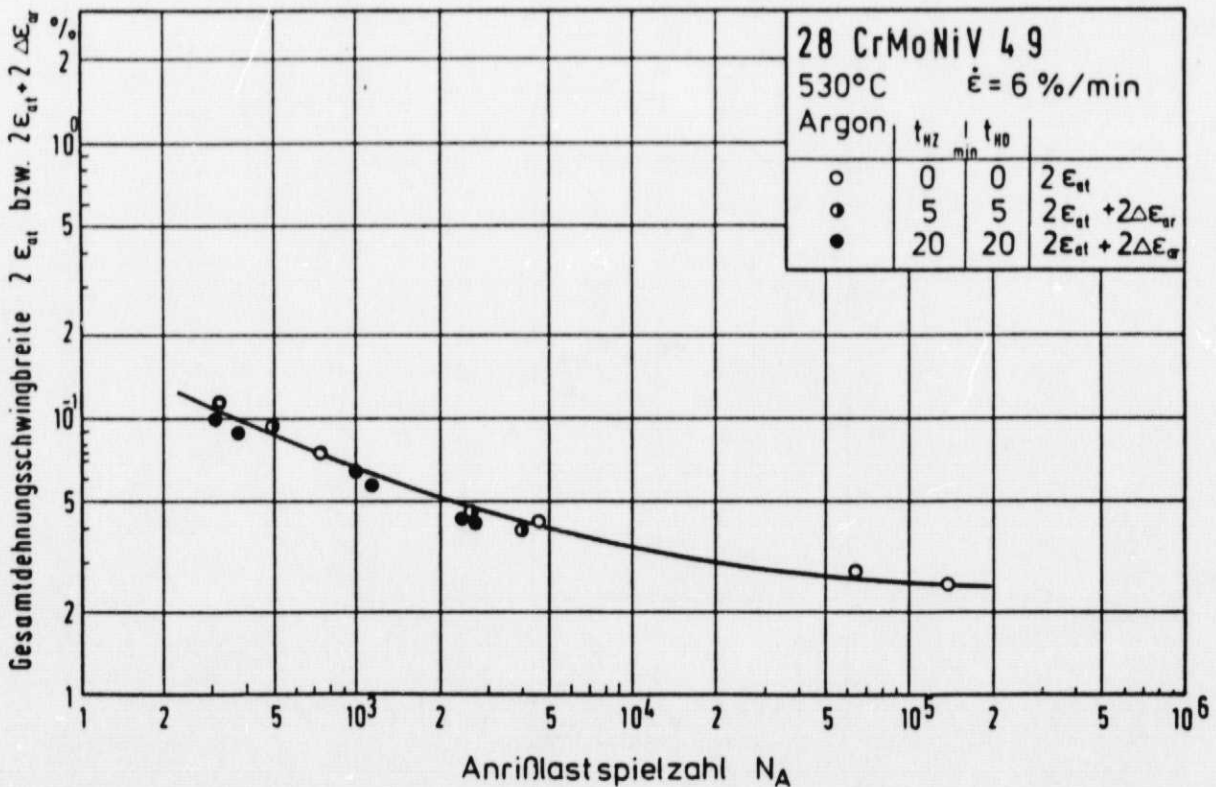


Bild 12.8: Anrißkennlinie unter Berücksichtigung eines fiktiven plastischen Anteils nach Bild 12.7

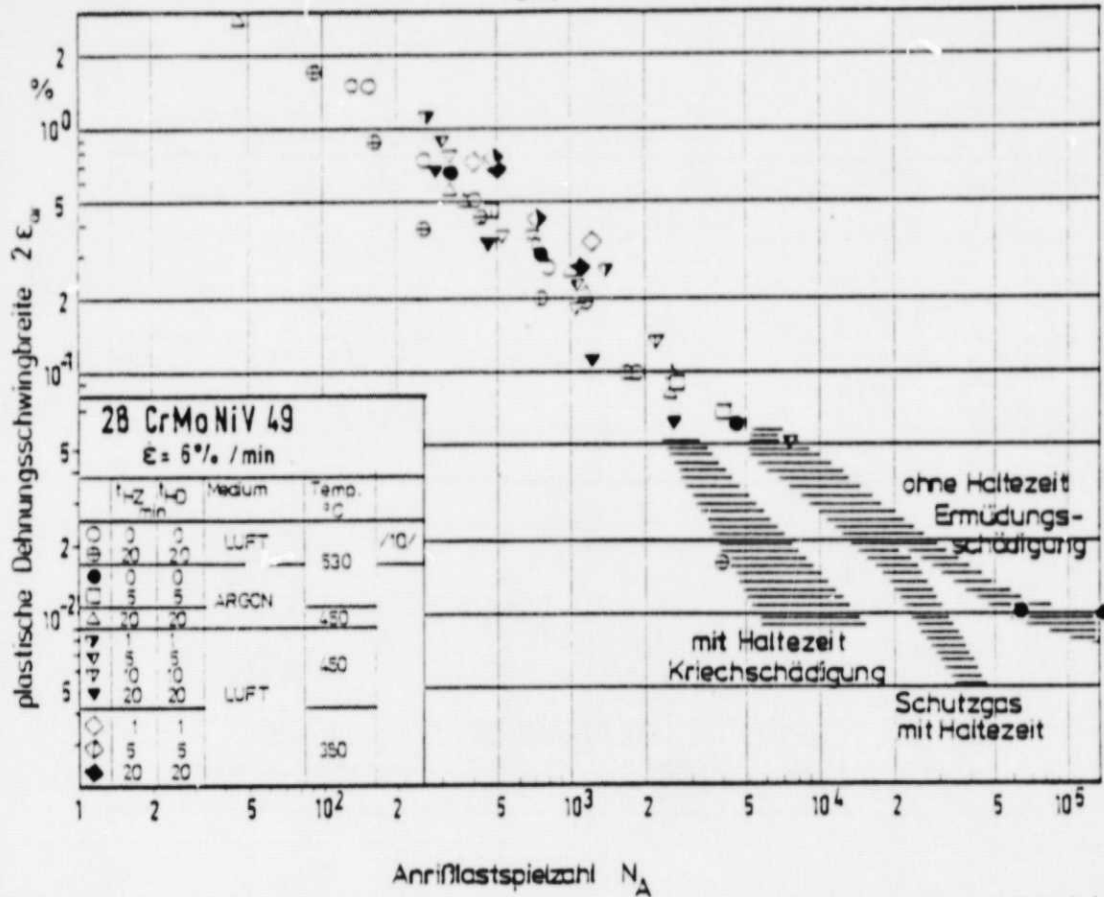


Bild 12.9: Abhängigkeit der Anrisslastspielzahl von der plastischen Dehnungsschwingbreite,  $n/N_A = 0,5$

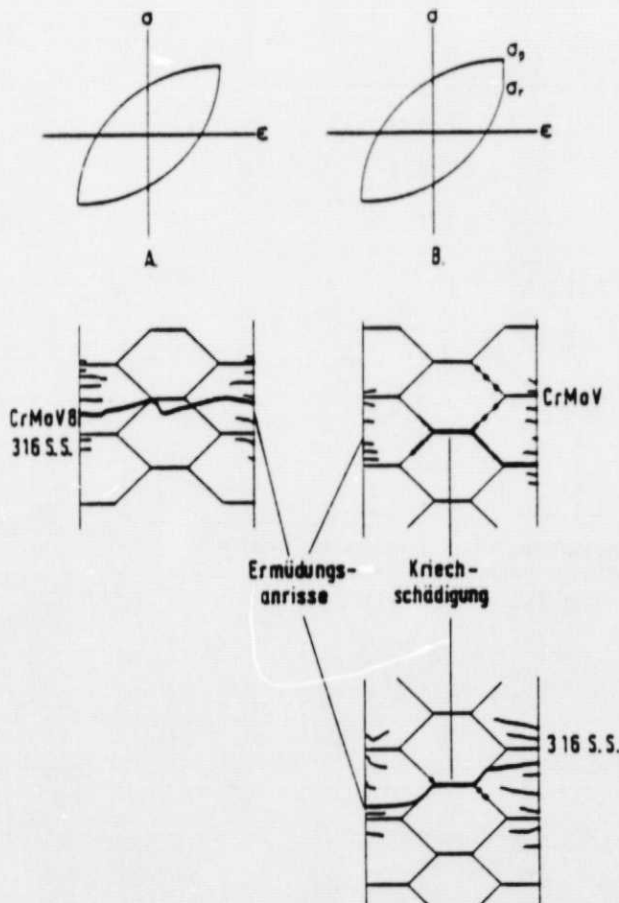


Bild 13.1: Schädigungsmechanismen /138/

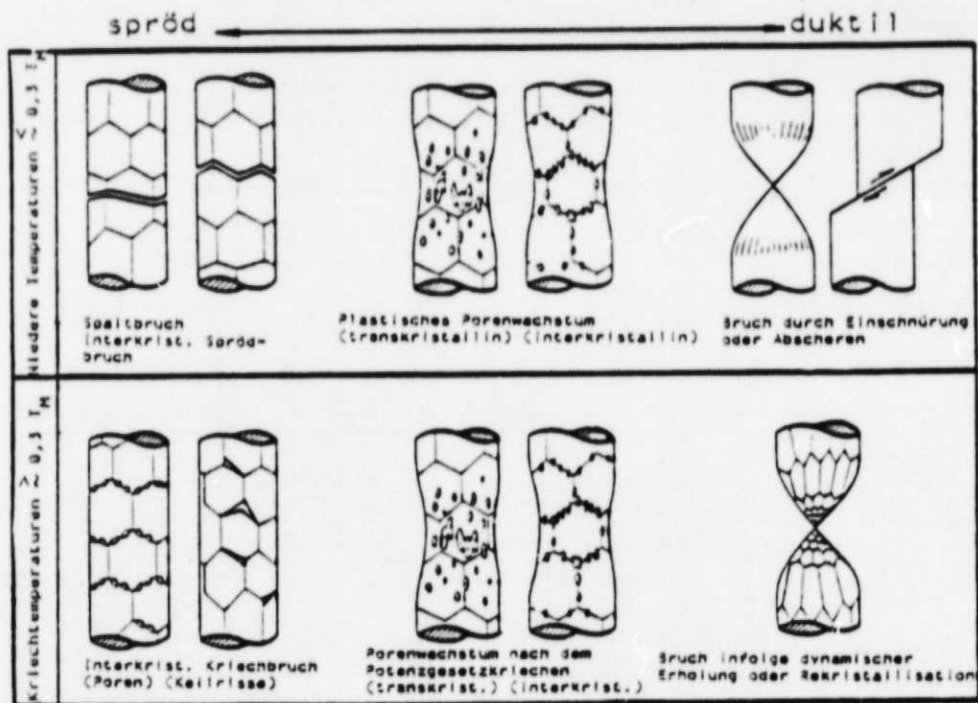


Bild 13.2: Schädigungsmechanismen /114/

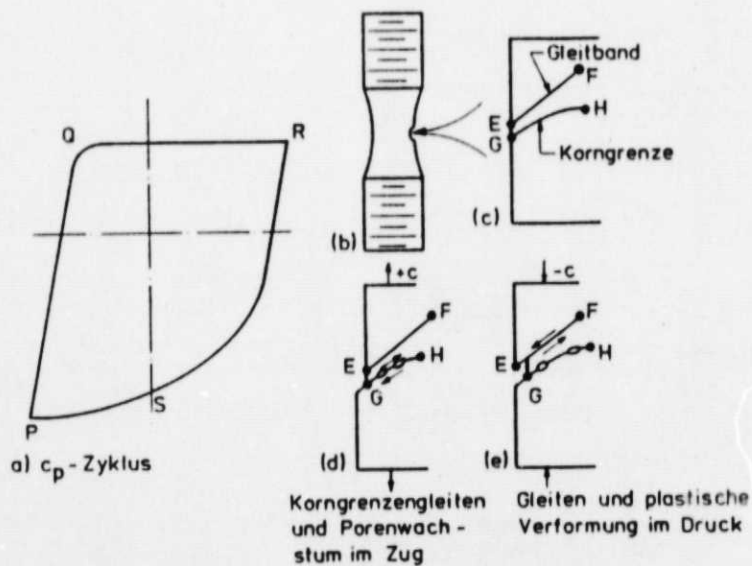


Bild 13.3: Schädigungsmechanismen /113/



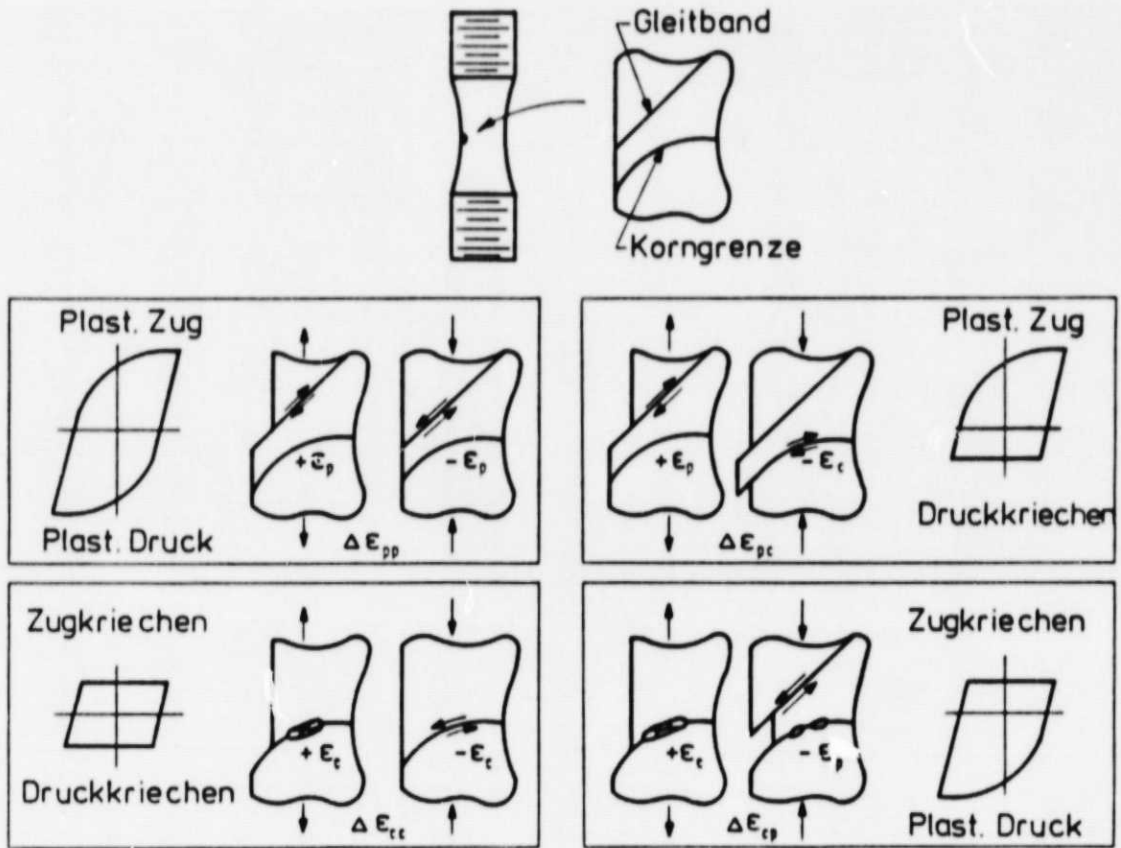


Bild 13.4: Schädigungsmechanismen /113/

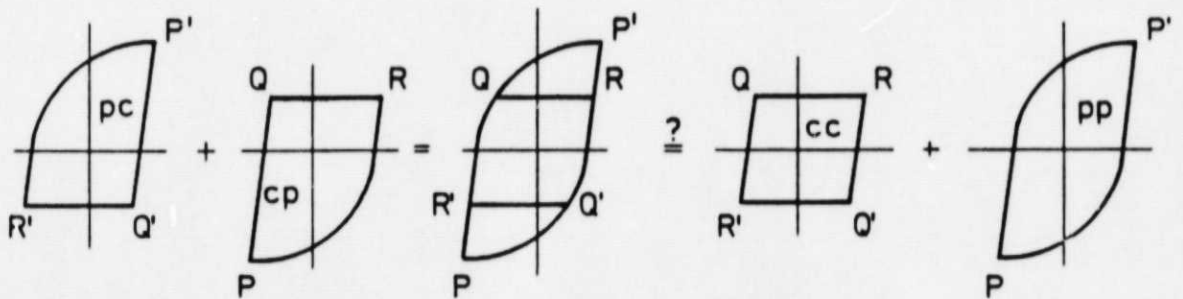
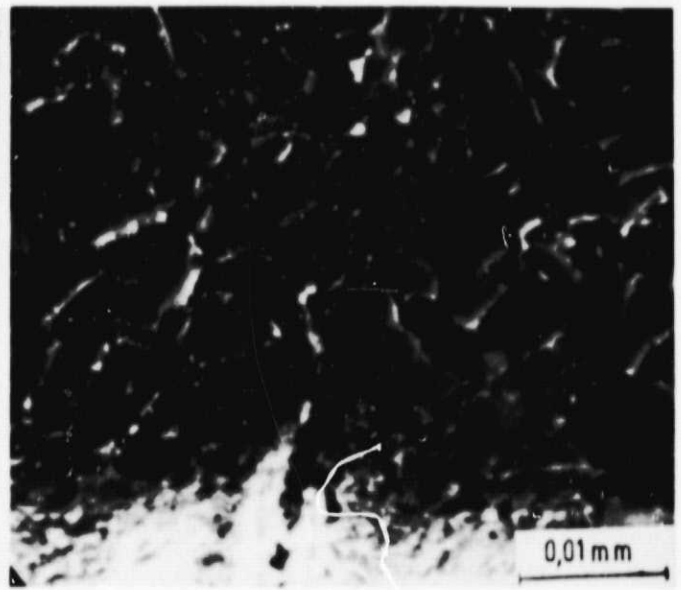
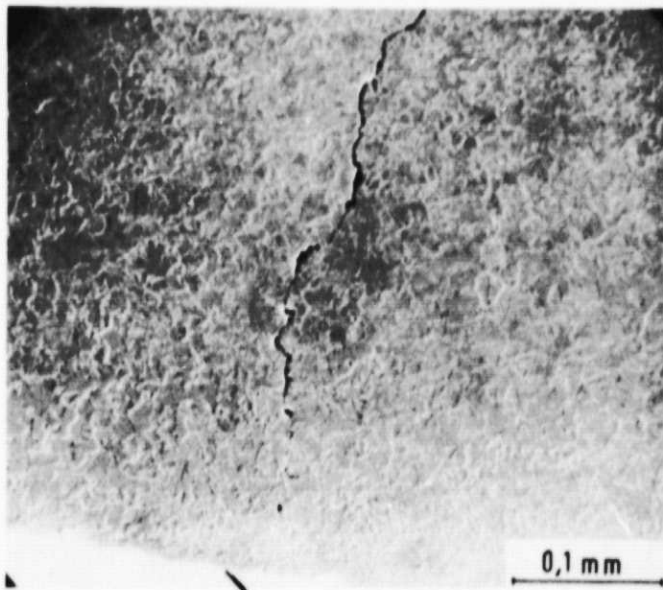
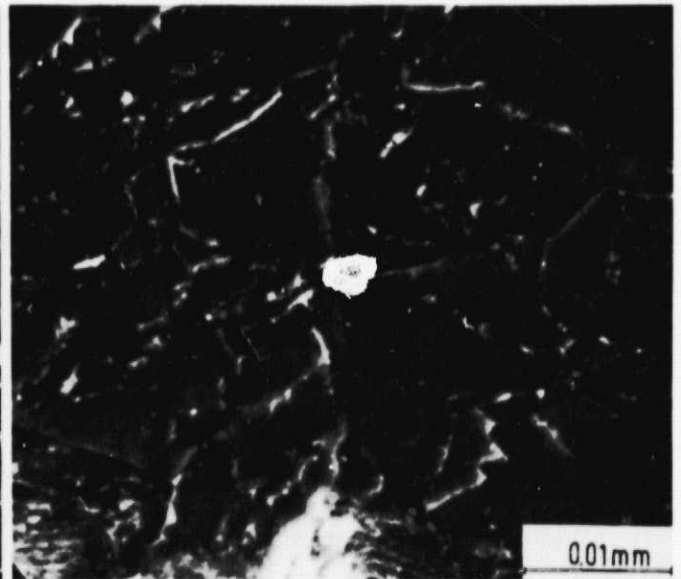
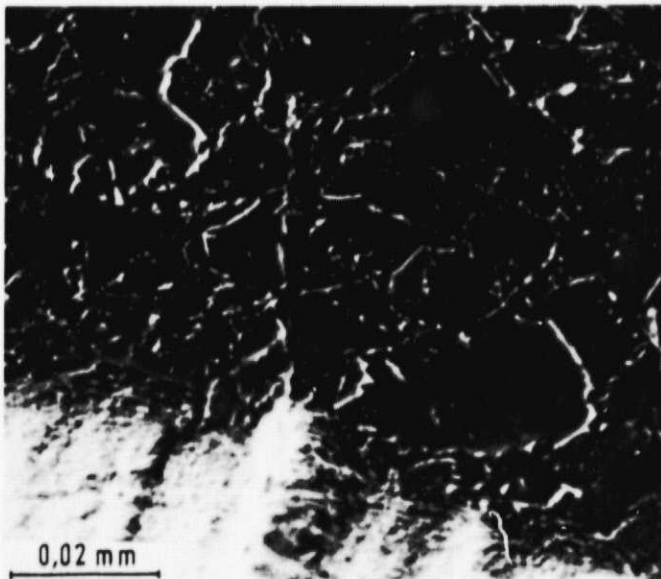


Bild 13.5: Darstellung des Dehnungsbereichumkehrprinzips (strainrange conversion principle) /113/



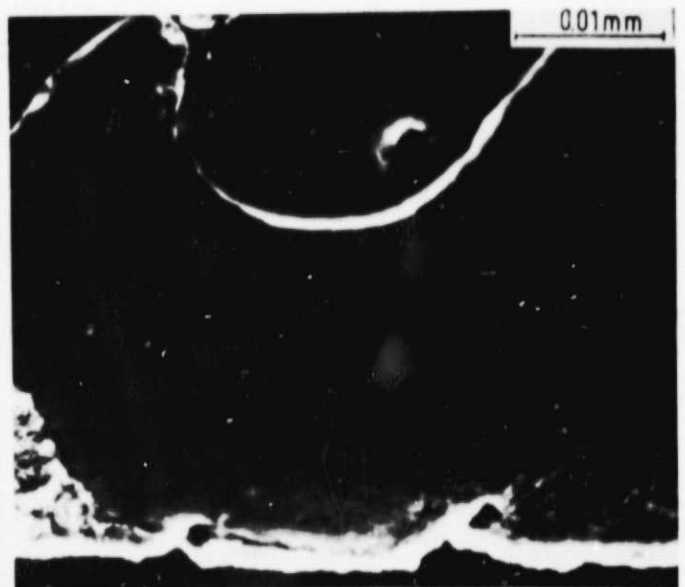
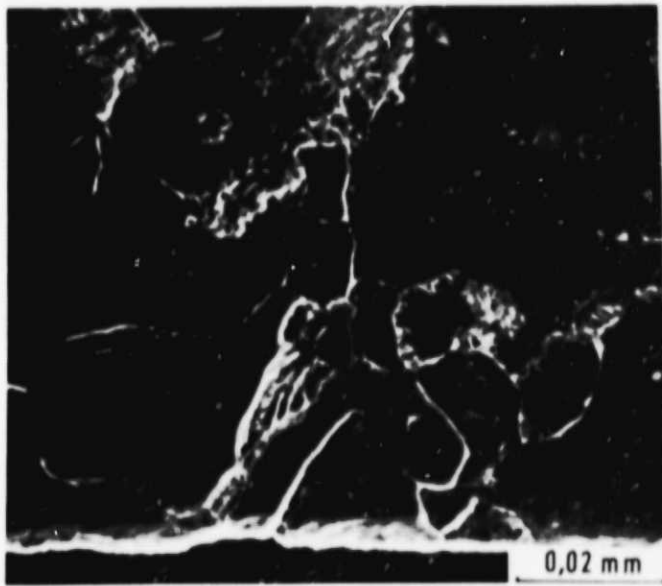
Probenrand



Probenrand

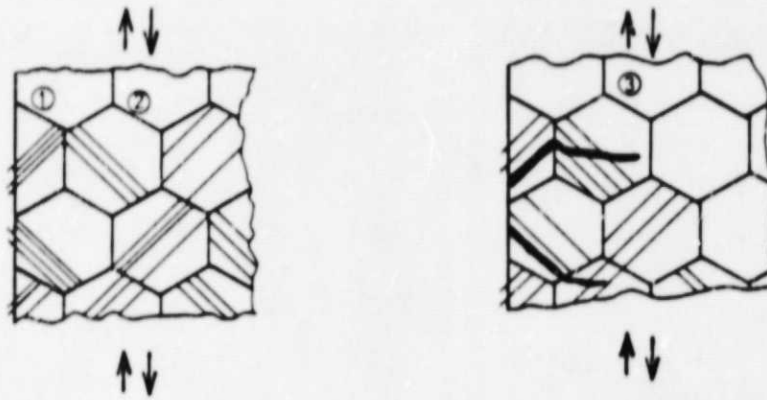
$2 \epsilon_{at} = 0,28 \%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 0 \text{ min}$ ,  $N_A = 64000$ ,  $\dot{\epsilon} = 6 \text{ \% / min}$ ,  
 $530^{\circ}\text{C}$ , 28 CrMoNiV 49, Schutzgas

Bild 13.6a: Anrißbildung durch Ermüdung



$2 \epsilon_{at} = 0,9 \%$ ,  $t_{HZ} = t_{HD} = 0 \text{ min}$ ,  $N_A = 625$ ,  $\dot{\epsilon} = 6 \text{ \%/min}$ ,  
 $530^\circ\text{C}$ , 13 CrMo 44, Schutzgas

Bild 13.6b: Anrißbildung durch Ermüdung

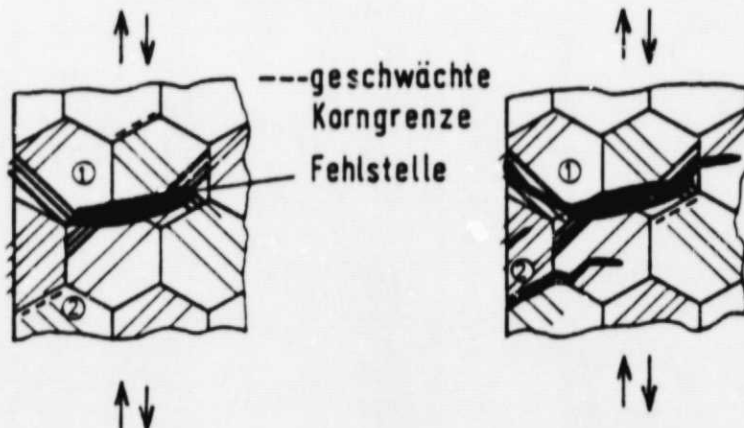


1 Austreten von Gleitbändern an die freie Oberfläche

2 Behinderung (constraint) der Gleitbänderbewegung in der Matrix

Ausbildung der Gleitbänder abhängig von kristallografischer Lage bzw. Richtung der Kristallite in der Probe

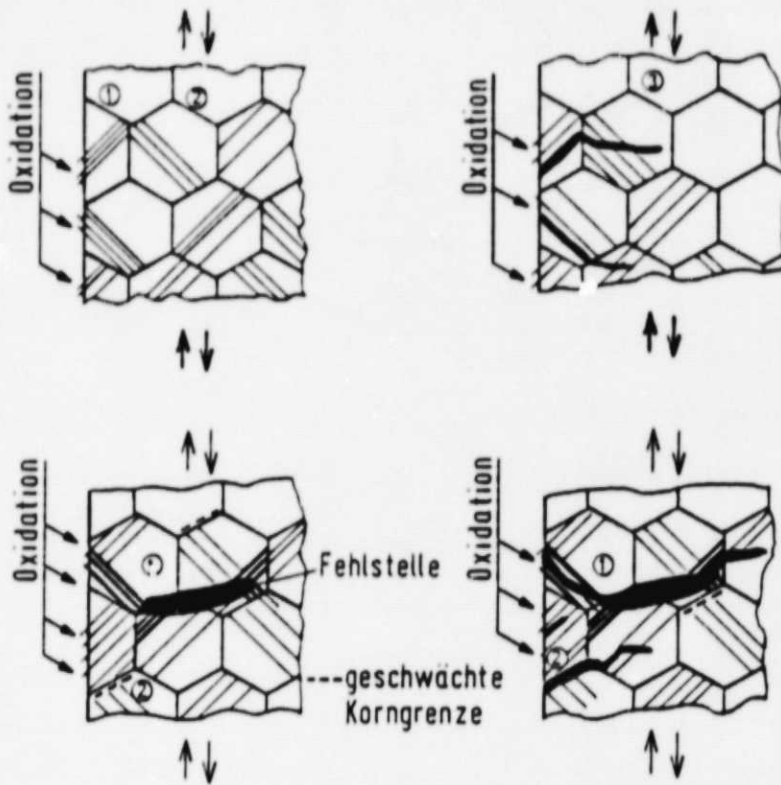
3 Nach erfolgter mikroskopischer Anrißbildung:  
 $\text{Rißfortschritt} = f(\text{Spannungsintensität, Spannungszustand, Kerbempfindlichkeit des Werkstoffes})$  an der Rißspitze



1 Spannungskonzentration an Fehlstelle kann zur Rißinitiiierung führen

2 geschwächte Korngrenze als Rißeinleitungsstelle

Bild 13.7: Mikroskopische Anrißbildung durch niederfrequente Ermüdungsbeanspruchung im LCF-Bereich bei Raumtemperatur (schematisch)



Legende wie bei Ribentstehung Ermüdung bei RT

Zusätzlich Oxidationsangriff an herausgetretenen Gleitstufen bzw. Korngrenzen

Bild 13.8: Mikroskopische Anrißbildung durch niederfrequente Ermüdungsbeanspruchung im LCF-Bereich bei Temperaturen im Kriechbereich

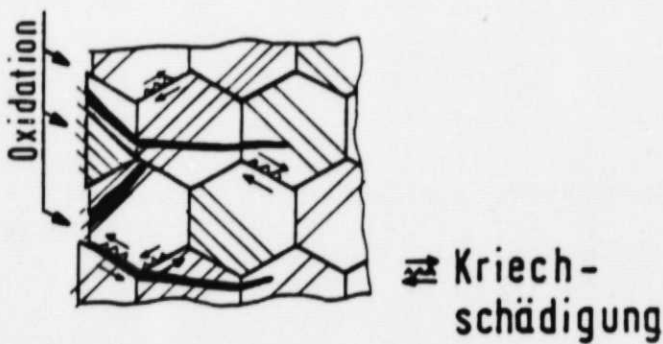


Bild 13.9: Mikroskopische Anrißbildung durch niederfrequente Kriechermüdungsbeanspruchung im LCF-Bereich bei Temperaturen im Kriechbereich, im Kurzzeitbereich (schematisch)

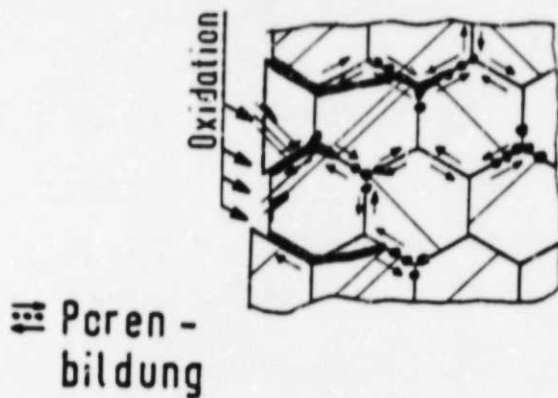


Bild 13.10: Mikroskopische Anrißbildung durch niederfrequente Kriechermüdungsbeanspruchung im LCF-Bereich bei Temperaturen im Kriechbereich (Langzeitbereich). Die Ermüdungsfestigkeit ist größer als die Kriechfestigkeit (schematisch).

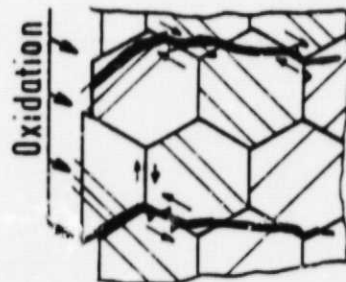


Bild 13.11: Mikroskopische Anrißbildung durch niederfrequente Kriechermüdungsbeanspruchung im LCF-Bereich, bei Temperaturen im Kriechbereich (Kurz- bis Langzeitbereich). Die Ermüdungsfestigkeit ist kleiner als die Kriechfestigkeit (schematisch).



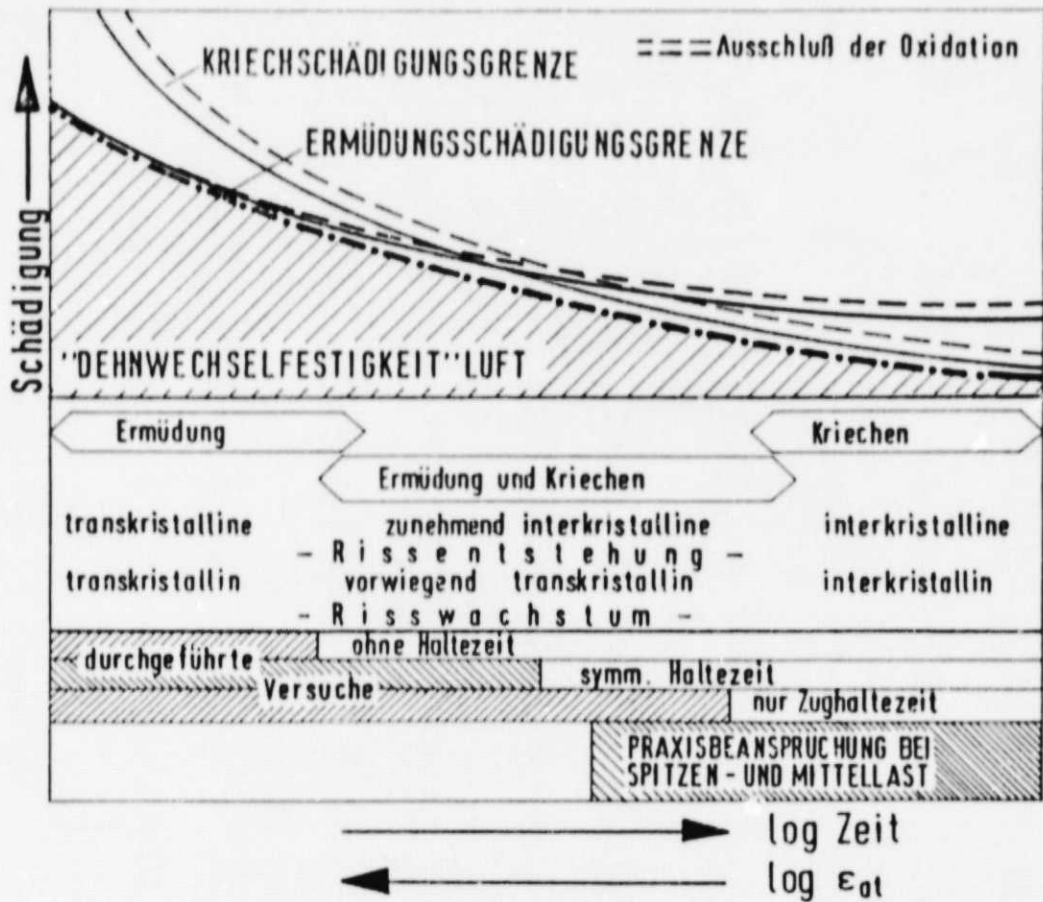


Bild 13.12: Schematische Darstellung Kriech- bzw. Ermüdungsschädigung in Abhängigkeit von der Zeit bzw. der Dehnungsamplitude anhand der Ergebnisse der untersuchten Werkstoffe im Dehnungswechselversuch im Kriechgebiet

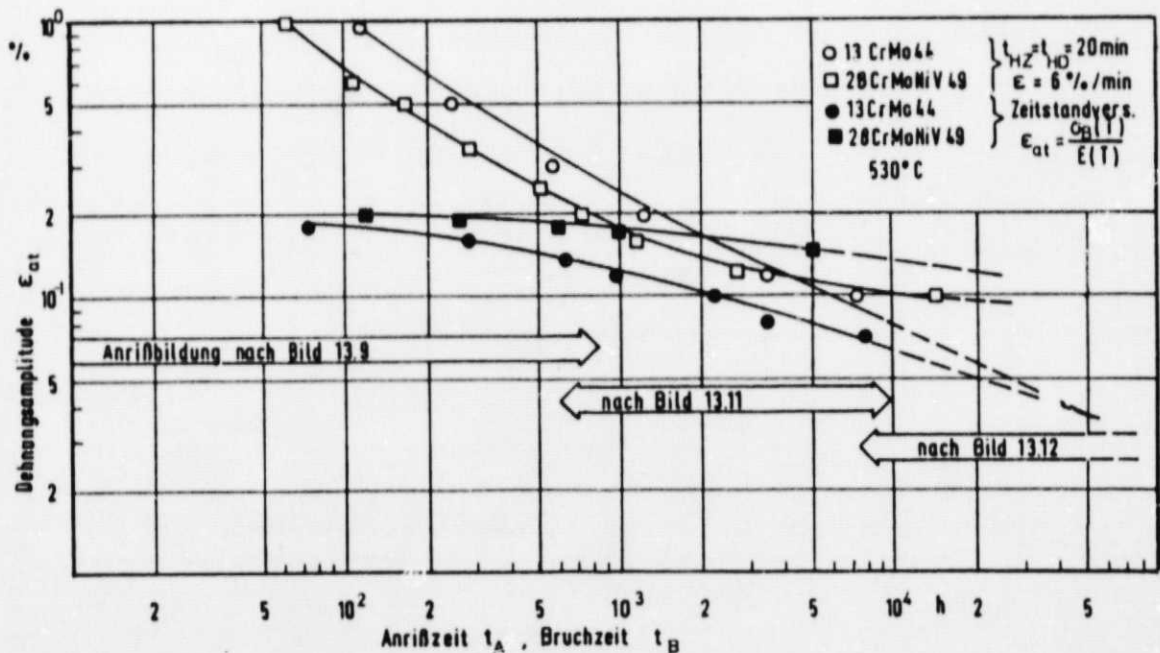


Bild 13.13: Gemeinsame Darstellung von Zeitstandversuchs- und Dehnungswechselversuchsergebnissen des zyklisch verfestigenden 13CrMo44 bzw. des zyklisch entfestigenden 28CrMoNiV49 im  $\epsilon_{at}-t_A(t_B)$ -Schaubild

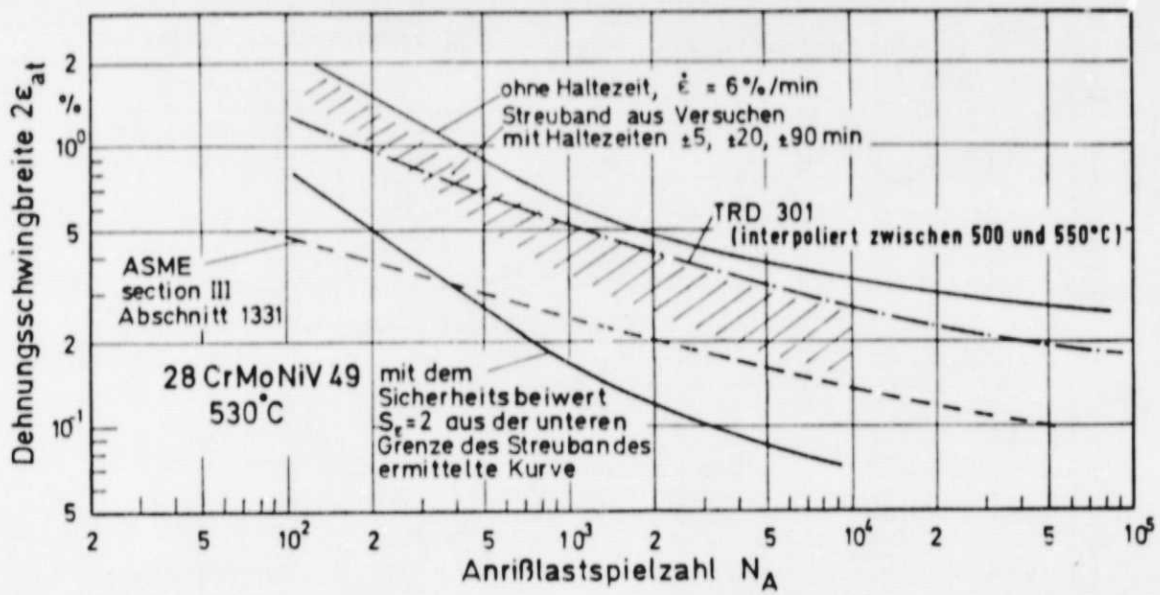


Bild 14.1: Vergleich von Versuchsergebnissen mit Auslegungskurven nach TRD und ASME /10/

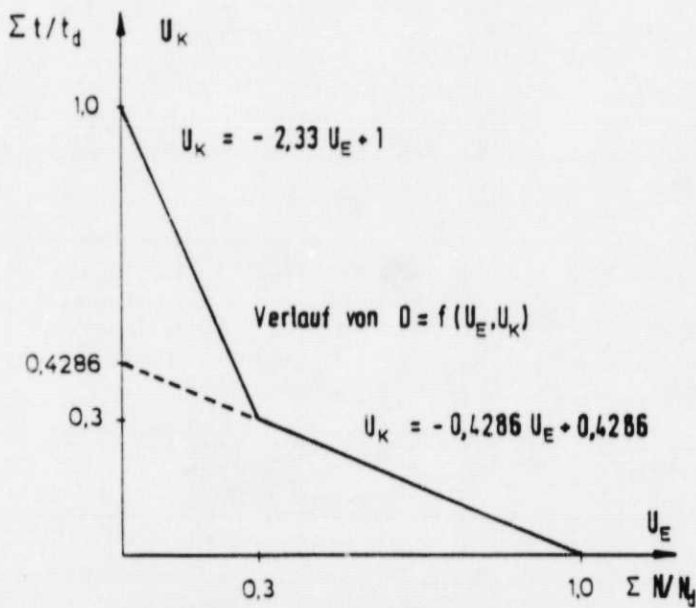


Bild 14.2: Kriech-Ermüdungsschädigungsschaubild nach Bild T-1420-2 des ASME Code Case N 47-17, Section III, Division 1, August 1979

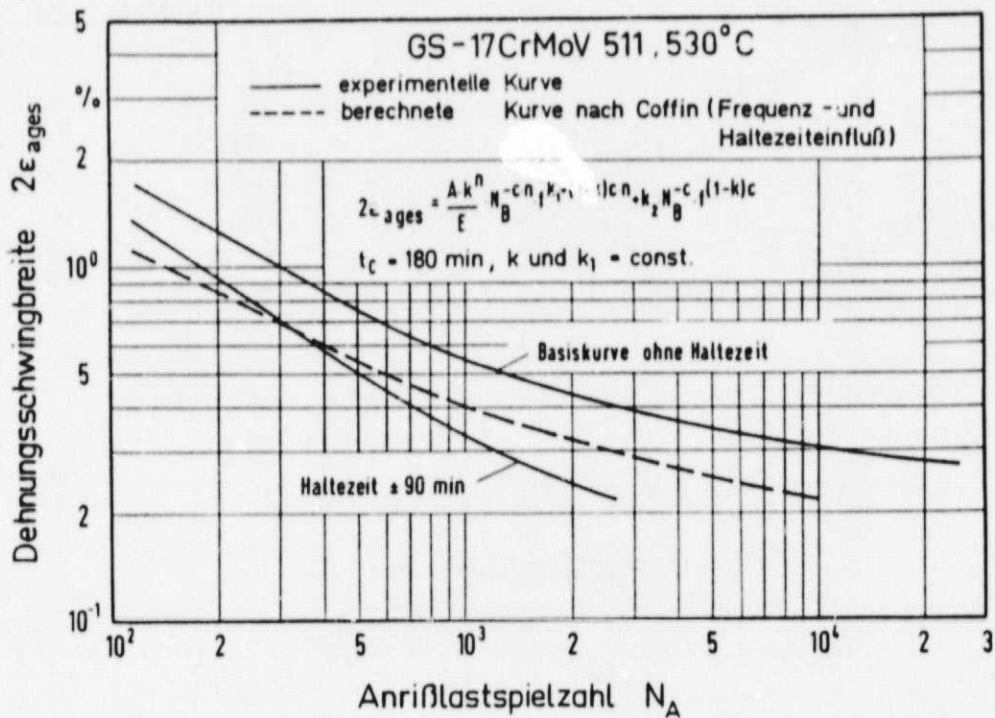
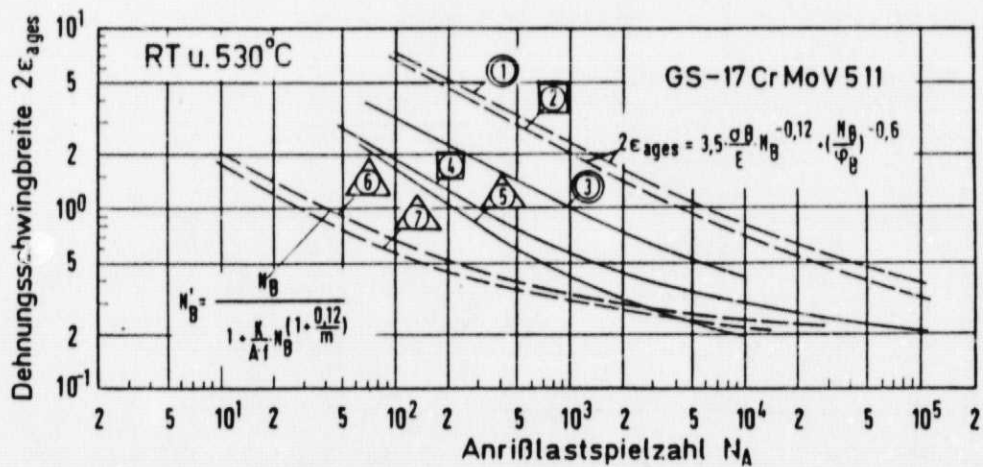


Bild 14.3: Vergleich der Anrißkennlinien aus den Versuchen mit rechnerischen Kurven nach dem Verfahren von Coffin /10/



- ① berechnete RT-Kurve nach Manson (Verfahren der universalen Steigung)
- ② " " 530°C " " " "
- ③ experimentelle Kurve, RT,  $\dot{\epsilon} = 6\%/\text{min}$
- ④ " " " 530°C,  $\dot{\epsilon} = 6\%/\text{min}$ , ohne Haltezeit.
- ⑤ " " " 530°C,  $\dot{\epsilon} = 6\%/\text{min}$ , Haltezeit ± 20 min.
- ⑥ berechnete 530°C-Kurve nach Halford-Manson mit Berücksichtigung des Haltezeiteinflusses bezogen auf Kurve ④, Haltezeit ± 20 min.
- ⑦ Kurve nach 10%-Regel von Manson bezogen auf Kurve ④

Bild 14.4: Vergleich der Anrißkennlinien aus den Versuchen mit rechnerischen Kurven nach dem Verfahren von Manson /10/

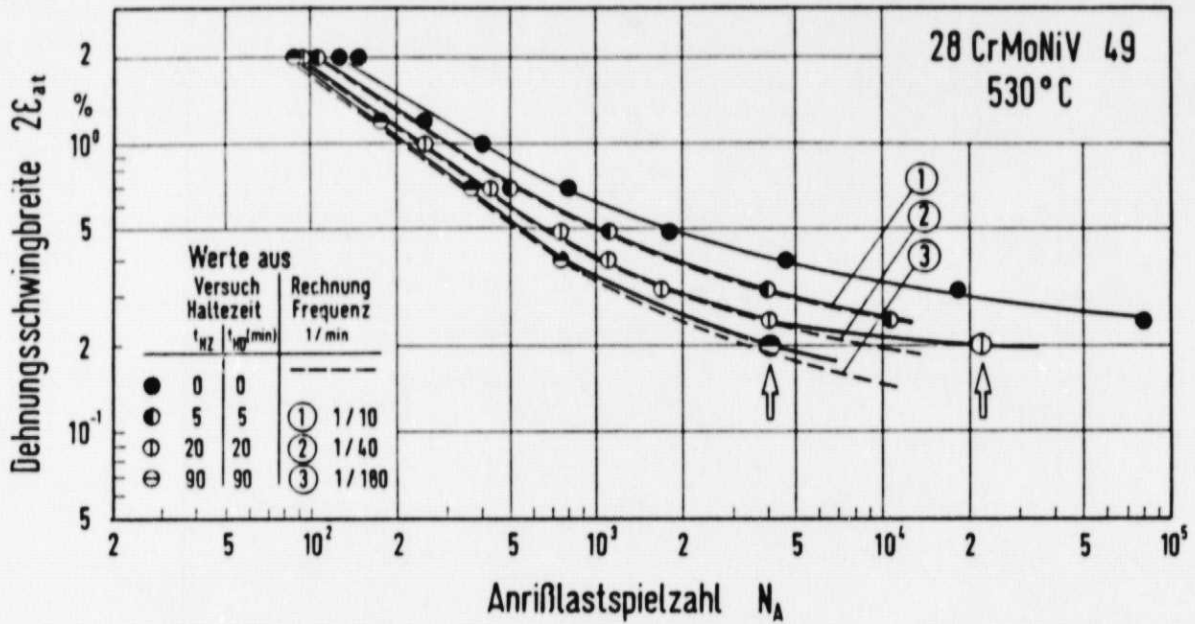


Bild 14.5: Vergleich der Anrißkennlinien aus den Versuchen nach dem in /10/ modifizierten Coffin-Verfahren

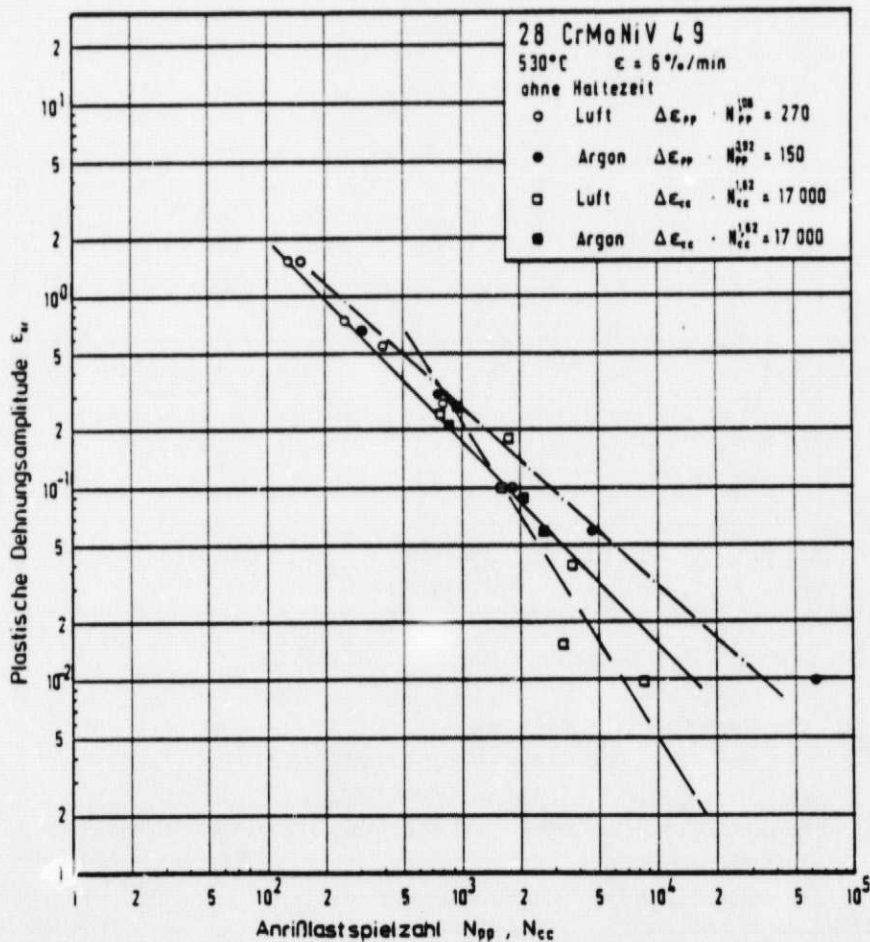


Bild 14.6:  $N_{pp}$ - und  $N_{cc}$ -Kurven für Luft- und Schutzgasversuche

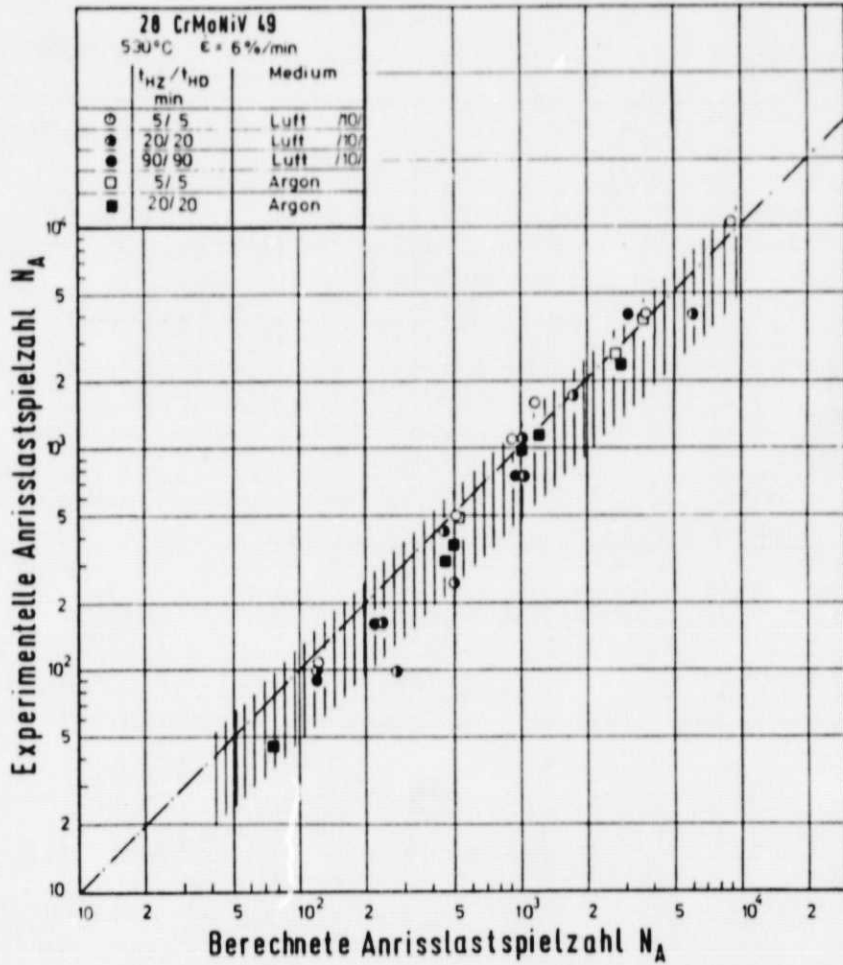


Bild 14.7: Vergleich der nach dem SRP-Verfahren berechneten und experimentell ermittelten Anrißlastspielzahlen

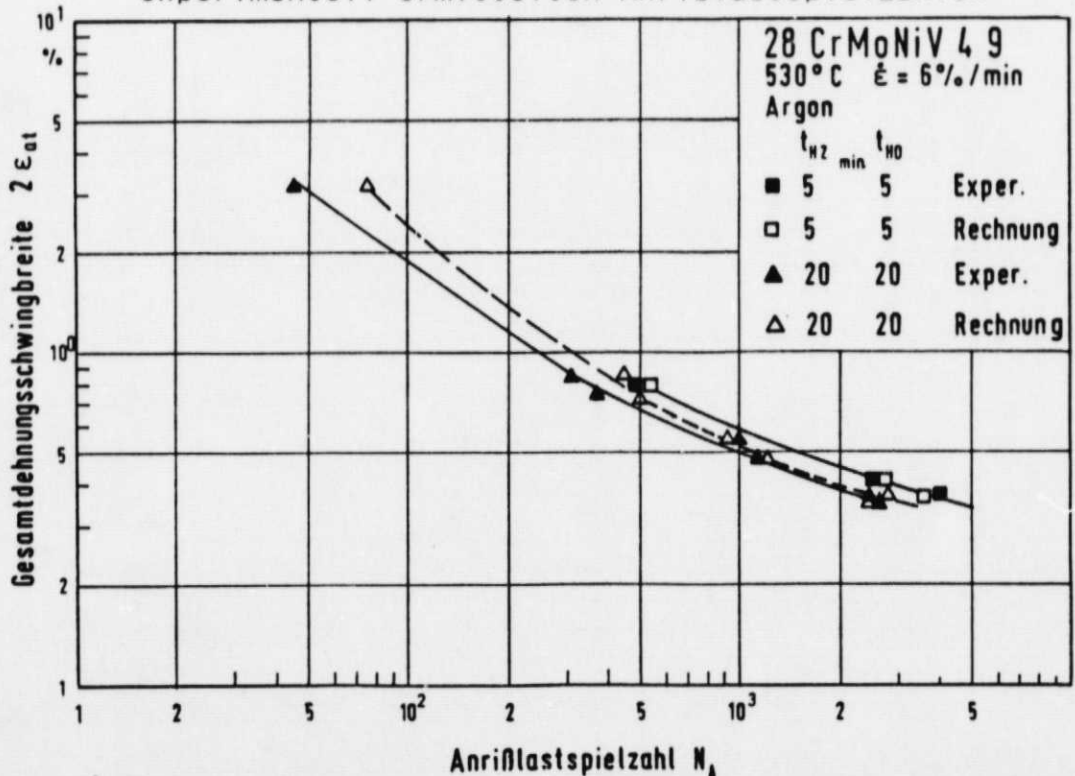


Bild 14.8: Vergleich der Anrißkennlinien aus Schutzgasversuchen mit den rechnerischen Werten nach dem SRP-Verfahren



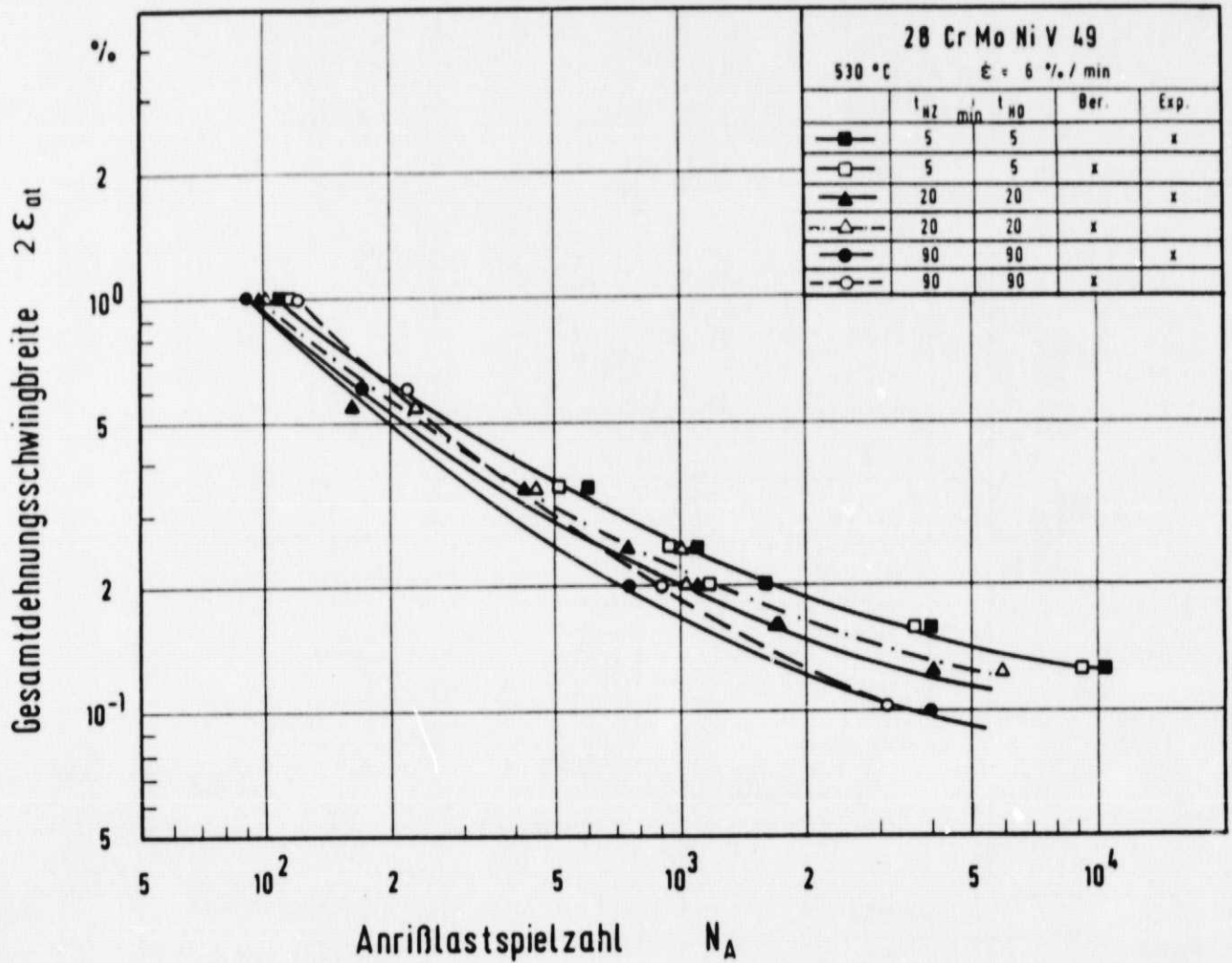


Bild 14.9: Vergleich der Anrißkennlinien aus Versuchen von /10/ mit den rechnerischen Werten nach dem SRP-Verfahren



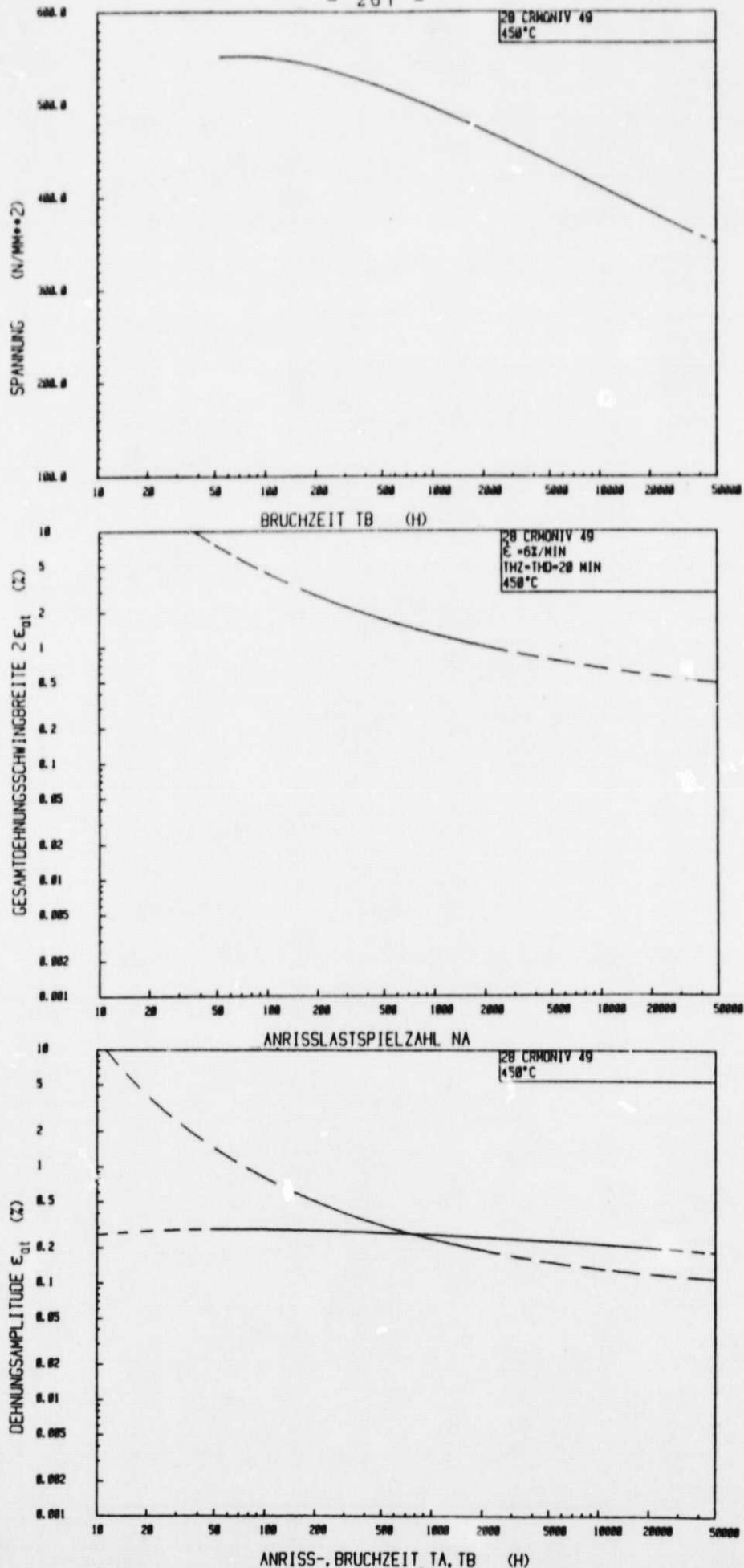


Bild 14.10: a) Zeitstandkurve, b) Anrißkennlinie, c) Vergleich von a und b nach /45/; zyklisch entfestigend

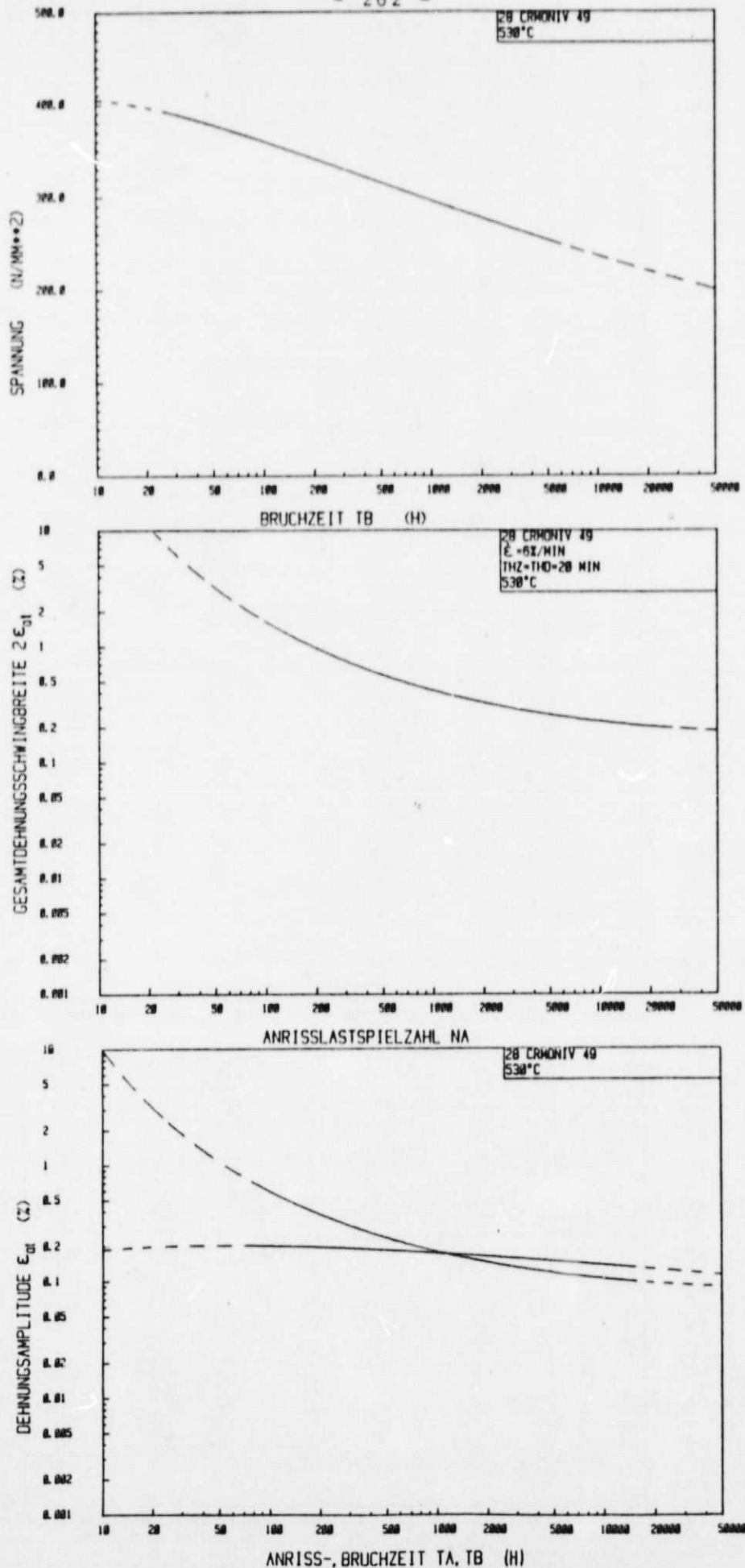


Bild 14.11: a) Zeitstandkurve, b) Anrißkennlinie, c) Vergleich von a und b nach /45/; zyklisch entfestigend

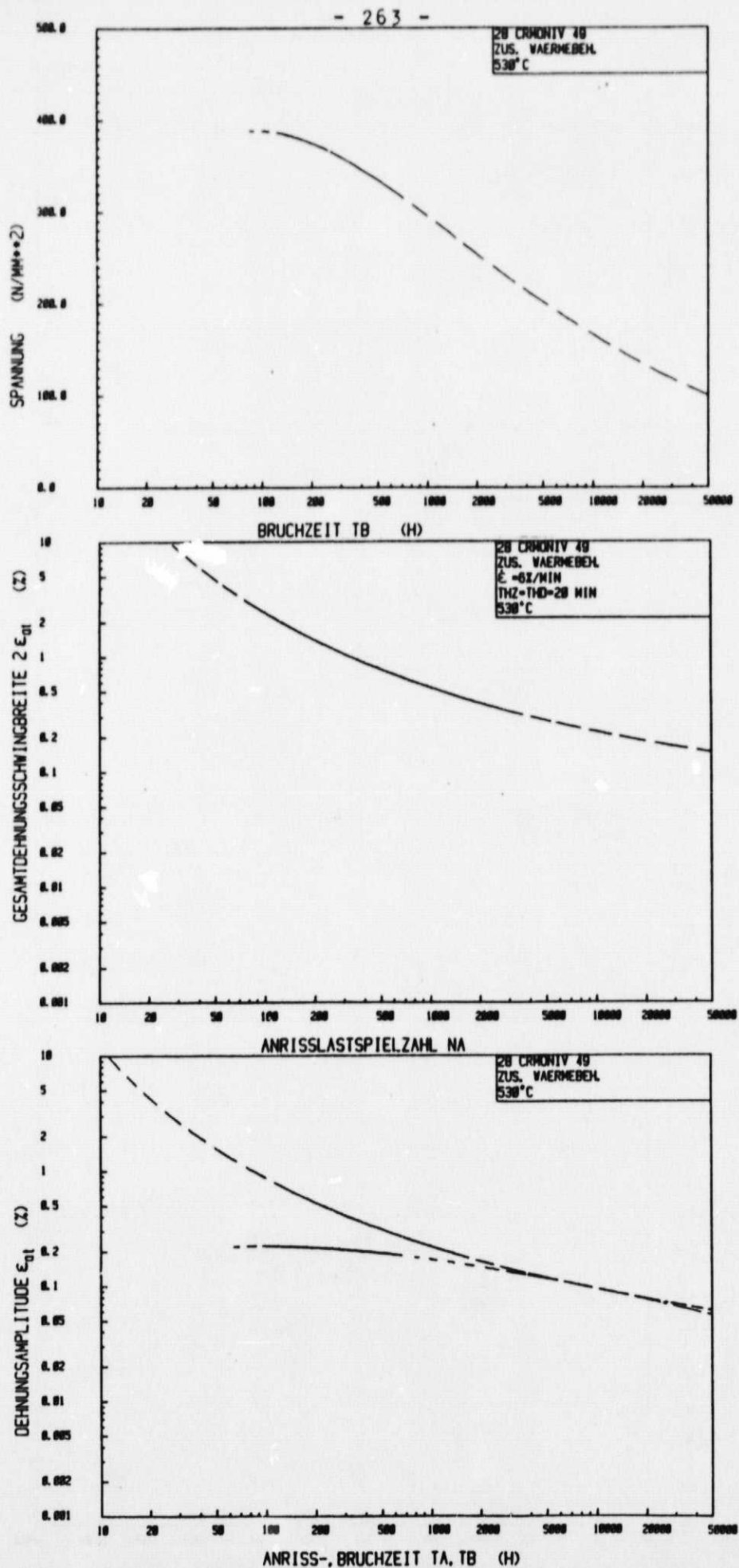


Bild 14.12: a) Zeitstandkurve, b) Anrißkennlinie, c) Vergleich von a und b nach /45/; zyklisch verfestigend

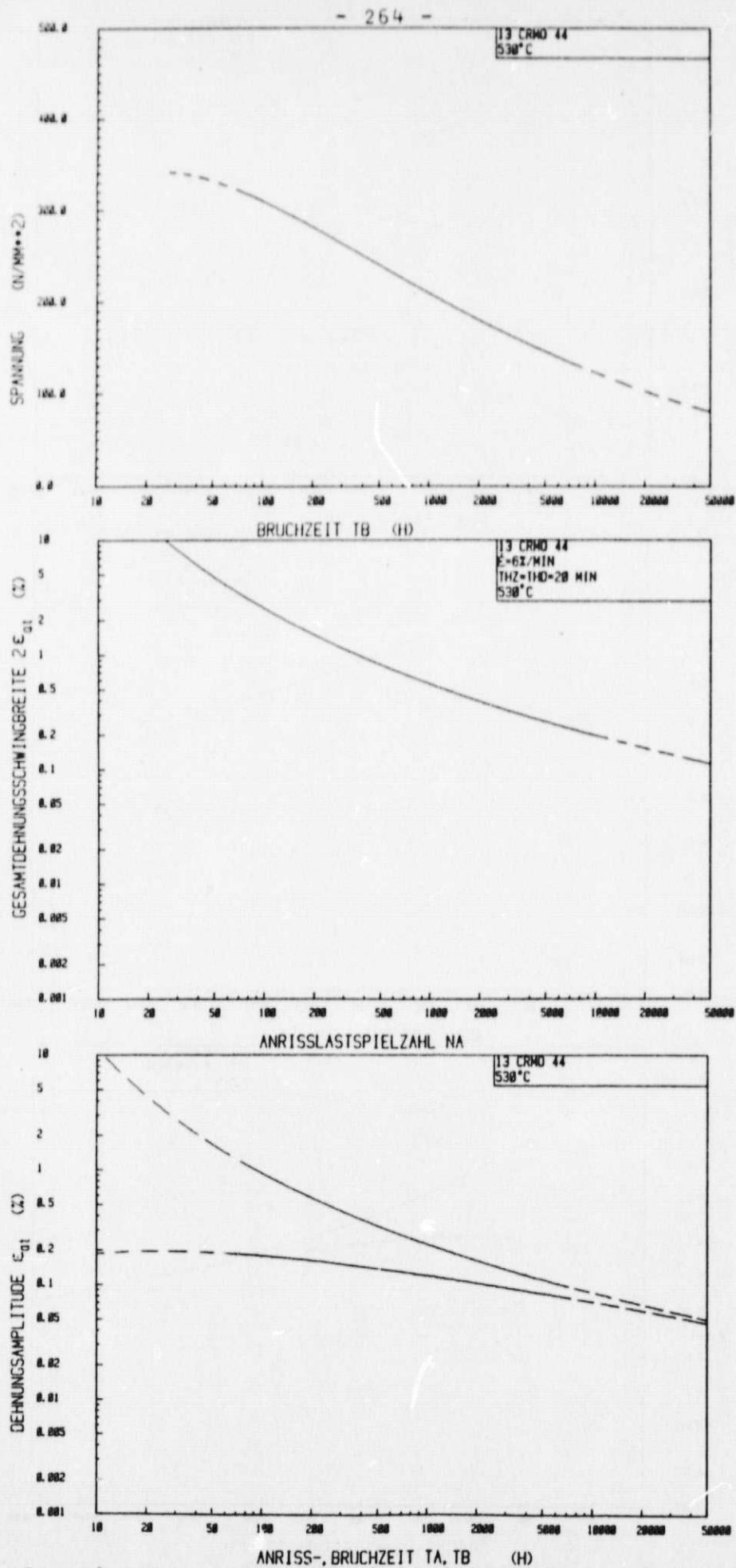


Bild 14.13: a) Zeitstandkurve, b) Anrißkennlinie, c) Vergleich von a und b nach /45/; zyklisch verfestigend

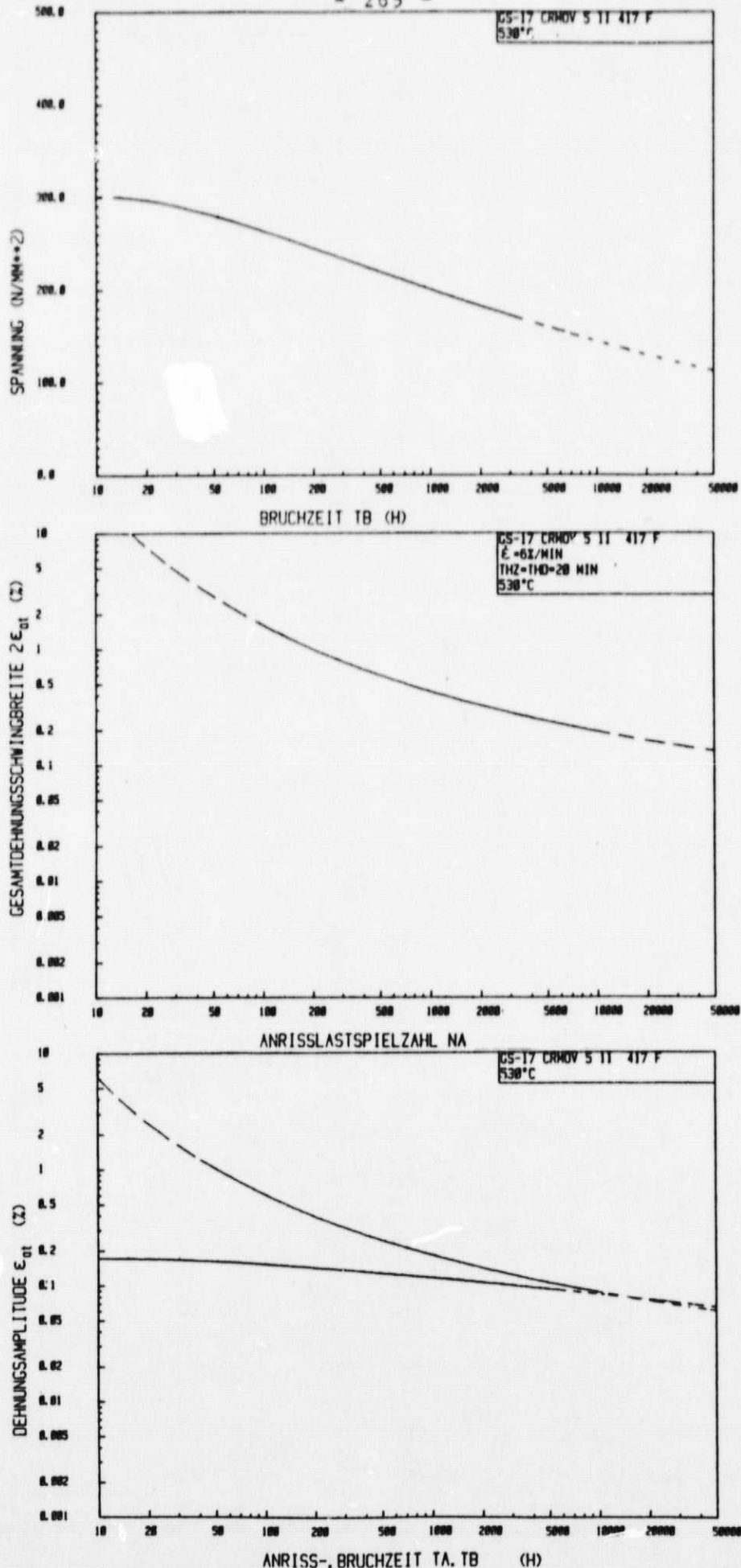


Bild 14.14: a) Zeitstandkurve, b) Anrißkennlinie, c) Vergleich von a und b nach /45/; gering zyklisch entfestigend

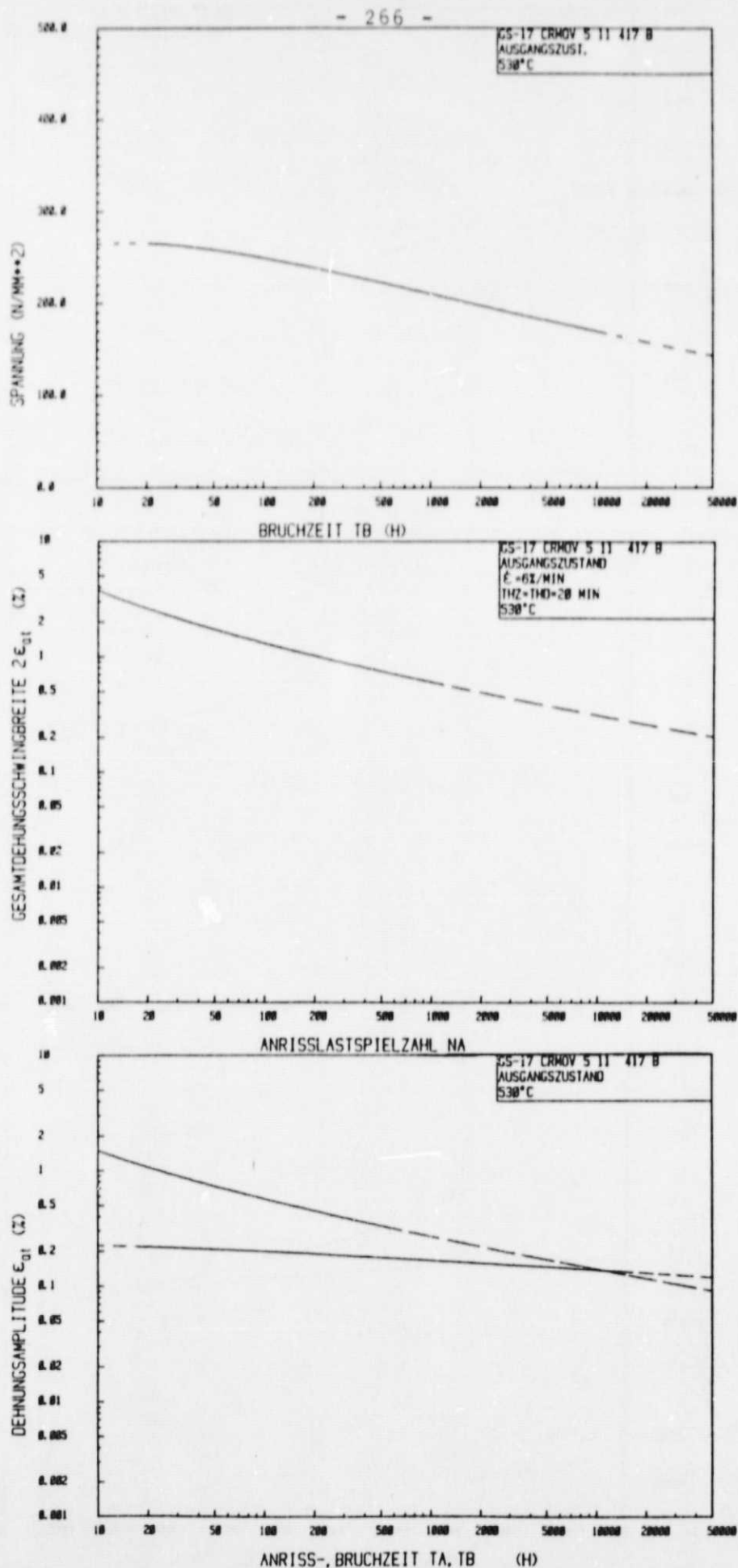


Bild 14.15: a) Zeitstandkurve, b) Anrißkennlinie, c) Vergleich von a und b nach /45/; zyklisch entfestigend



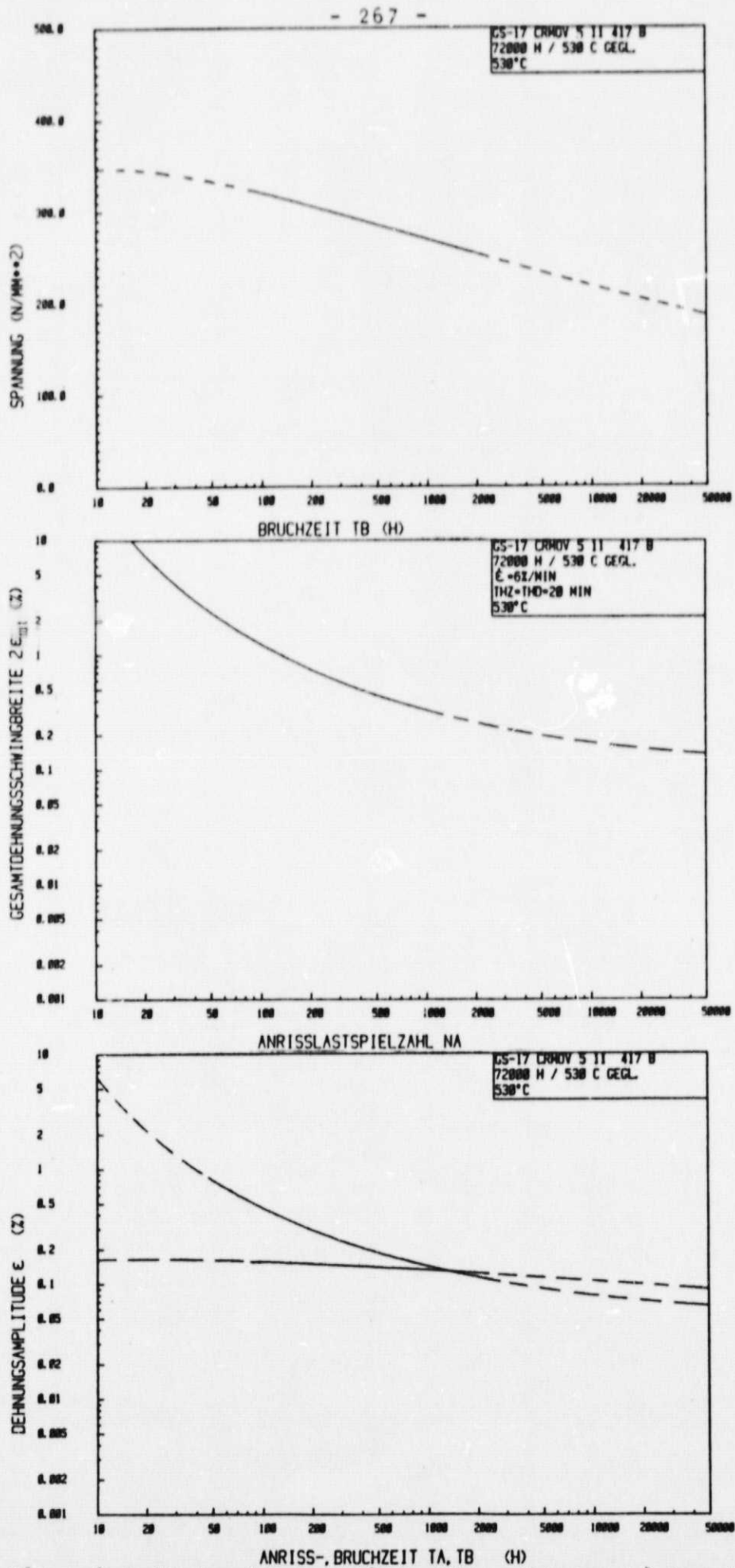


Bild 14.16: a) Zeitstandkurve, b) Anrißkennlinie, c) Vergleich von a und b nach /45/; zyklisch entfestigend